Über dieses Buch

Dies ist ein digitales Exemplar eines Buches, das seit Generationen in den Regalen der Bibliotheken aufbewahrt wurde, bevor es von Google im Rahmen eines Projekts, mit dem die Bücher dieser Welt online verfügbar gemacht werden sollen, sorgfältig gescannt wurde.

Das Buch hat das Urheberrecht überdauert und kann nun öffentlich zugänglich gemacht werden. Ein öffentlich zugängliches Buch ist ein Buch, das niemals Urheberrechten unterlag oder bei dem die Schutzfrist des Urheberrechts abgelaufen ist. Ob ein Buch öffentlich zugänglich ist, kann von Land zu Land unterschiedlich sein. Öffentlich zugängliche Bücher sind unser Tor zur Vergangenheit und stellen ein geschichtliches, kulturelles und wissenschaftliches Vermögen dar, das häufig nur schwierig zu entdecken ist.

Gebrauchsspuren, Anmerkungen und andere Randbemerkungen, die im Originalband enthalten sind, finden sich auch in dieser Datei – eine Erinnerung an die lange Reise, die das Buch vom Verleger zu einer Bibliothek und weiter zu Ihnen hinter sich gebracht hat.

Nutzungsrichtlinien

Google ist stolz, mit Bibliotheken in partnerschaftlicher Zusammenarbeit öffentlich zugängliches Material zu digitalisieren und einer breiten Masse zugänglich zu machen. Öffentlich zugängliche Bücher gehören der Öffentlichkeit, und wir sind nur ihre Hüter. Nichtsdestotrotz ist diese Arbeit kostspielig. Um diese Ressource weiterhin zur Verfügung stellen zu können, haben wir Schritte unternommen, um den Missbrauch durch kommerzielle Parteien zu verhindern. Dazu gehören technische Einschränkungen für automatisierte Abfragen.

Wir bitten Sie um Einhaltung folgender Richtlinien:

+ *Nutzung der Dateien zu nichtkommerziellen Zwecken* Wir haben Google Buchsuche für Endanwender konzipiert und möchten, dass Sie diese Dateien nur für persönliche, nichtkommerzielle Zwecke verwenden.

+ *Keine automatisierten Abfragen* Senden Sie keine automatisierten Abfragen irgendwelcher Art an das Google-System. Wenn Sie Recherchen über maschinelle Übersetzung, optische Zeichenerkennung oder andere Bereiche durchführen, in denen der Zugang zu Text in großen Mengen nützlich ist, wenden Sie sich bitte an uns. Wir fördern die Nutzung des öffentlich zugänglichen Materials für diese Zwecke und können Ihnen unter Umständen helfen.

+ *Beibehaltung von Google-Markenelementen* Das "Wasserzeichen" von Google, das Sie in jeder Datei finden, ist wichtig zur Information über dieses Projekt und hilft den Anwendern weiteres Material über Google Buchsuche zu finden. Bitte entfernen Sie das Wasserzeichen nicht.

+ *Bewegen Sie sich innerhalb der Legalität* Unabhängig von Ihrem Verwendungszweck müssen Sie sich Ihrer Verantwortung bewusst sein, sicherzustellen, dass Ihre Nutzung legal ist. Gehen Sie nicht davon aus, dass ein Buch, das nach unserem Dafürhalten für Nutzer in den USA öffentlich zugänglich ist, auch für Nutzer in anderen Ländern öffentlich zugänglich ist. Ob ein Buch noch dem Urheberrecht unterliegt, ist von Land zu Land verschieden. Wir können keine Beratung leisten, ob eine bestimmte Nutzung eines bestimmten Buches gesetzlich zulässig ist. Gehen Sie nicht davon aus, dass das Erscheinen eines Buchs in Google Buchsuche bedeutet, dass es in jeder Form und überall auf der Welt verwendet werden kann. Eine Urheberrechtsverletzung kann schwerwiegende Folgen haben.

Über Google Buchsuche

Das Ziel von Google besteht darin, die weltweiten Informationen zu organisieren und allgemein nutzbar und zugänglich zu machen. Google Buchsuche hilft Lesern dabei, die Bücher dieser Welt zu entdecken, und unterstützt Autoren und Verleger dabei, neue Zielgruppen zu erreichen. Den gesamten Buchtext können Sie im Internet unter `http://books.google.com` durchsuchen.

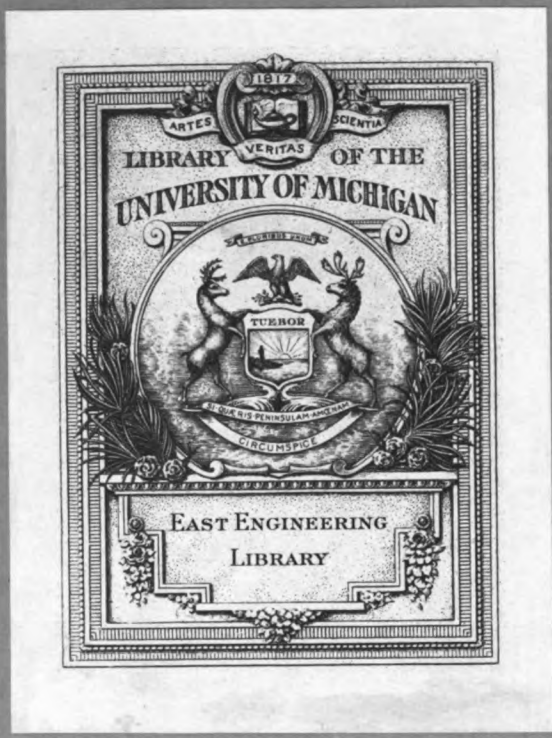
Digitized by Google

Digitized by Google

Digitized by Google

Digitized by Google

Digitized by Google



Digitized by Google

East Engin.
Library
TA
3
.P973
M7

Digitized by Google

Digitized by Google

Digitized by Google

Digitized by Google

Mitteilungen der deutschen Materialprüfungsanstalten

Sonderheft V:

Arbeiten aus dem **Kaiser Wilhelm-Institut für Metallforschung** zu Berlin-Dahlem

Inhalt

Seite

Bauer, O. Das Gußeisen als Werkstoff und Baustoff 1
Bauer, O. Flußstähle mit geringer Alterungseigenschaft 12
Hansen, M. Über die Sättigungsgrenze des α (Cu-Sn)-Mischkristalls 23
Hansen, M. Zur Kenntnis der Zinnbronzen 25
Hansen, M. Der Aufbau der aluminiumreichen Silber-Aluminiumlegierungen 29
v. Göler und **G. Sachs.** Zur Entstehung des Gußgefüges 38
Seidl, Erich. Der Einfluß der chemischen und kristallographischen Beschaffenheit des Gußmaterials auf das Verhalten beim Walzen; erläutert an Industrie-Aluminum, -Kupfer und -Zink 43
v. Göler und **G. Sachs.** Gefüge und Festigkeitseigenschaften von sehr reinem Aluminium 50
v. Göler und **G. Sachs.** Festigkeitseigenschaften von Metallkristallen 54
Bauer, O., und **H. Sieglerschmidt.** Die Ausdehnung des Zinks bei steigenden Temperaturen 62
Schmid, E., und **G. Wassermann.** Über die mechanische Zwillingsbildung von Zinkkristallen 63
Schiebold, E., und **G. Richter.** Studien über den Zugversuch an kristallinen Stoffen . . 68
Kuntze, W. Abhängigkeit der elastischen Dehnungszahl α des Kupfers von der Vorbehandlung und Versuchsführung 97
Sachs, G., und **H. Shoji.** Zug-Druckversuche an Messingkristallen (Bauschingereffekt) . 113
Seidl, E. Kerbwirkung in Technik und Wissenschaft 122
Sachs, G. Versuche zum Walz- und Schmiedevorgang 130
Sachs, G. Zur Theorie des Ziehvorganges 137
Sachs, G. Der Nachweis innerer Spannungen in Stangen und Rohren 138
Sachs, G. Innere Spannungen in Metallen 144
v. Göler und **G. Sachs.** Innere Spannungen im Röntgenbild 151
Hansen, M., und **G. Sachs.** Die elektrische Leitfähigkeit von Silberlegierungen . . . 152
Deiß, E. Zur Analyse der Stellite, Akrite und ähnlich zusammengesetzter Legierungen 154
Schürmann, E., und **W. Böhm.** Die Bestimmung von Lithium in Scleronmetall und ähnlichen Aluminiumlegierungen 158
Schürmann, E., und **H. Blumenthal.** Über die Prüfung der Zinnauflage von Kupferdrähten 162
Blumenthal, H. Über ein Verfahren zur Bestimmung kleinster Antimonmengen im Kupfer 164
Deiß, E., und **G. Schikorr.** Über das Ferrohydroxyd (Eisen-2-hydroxyd) 167
Burgeni, Alfred, und **Karl Weißenberg,** Symmetriegruppen mit zwei Translationen . . 171

Mit 372 Abbildungen

Berlin
Verlag von Julius Springer
1929

Digitized by Google

Digitized by Google

Das Gußeisen als Werkstoff und Baustoff.

Von **O. Bauer**[1].

Meine Herren! Der Werkstoff, den man als „Roh-sen" oder „Gußeisen" bezeichnet, wird, abgesehen von ringen Mengen, die neuerdings im elektrischen Ofen wonnen werden, stets im Hochofen durch Reduktion r Eisenerze unter Verwendung von Kohlenstoff (Koks, olzkohle oder Anthrazit) erblasen. Das Produkt, das bei fällt, heißt „Roheisen". Roheisen, das, wie es ch heute noch geschieht, unmittelbar aus dem Hoch-n durch Gießen in Formen zu Gebrauchsgegenständen, aschinenteilen usw. gestaltet wird, kann als „Guß-sen 1. Schmelzung" bezeichnet werden. Überall da, es jedoch auf Qualitätsguß ankommt, unterzieht man s Roheisen, sei es im Kupolofen, sei es in anderen en, einem Umschmelzverfahren und nennt es jetzt ußeisen 2. Schmelzung".

Wir wollen uns hier ausschließlich mit dem umge-molzenen Roheisen, dem „Gußeisen 2. Schmelzung" fassen. Sowohl Roheisen wie Gußeisen sind Kohlen-ff-Eisenlegierungen, deren Kohlenstoffgehalt inner-lb recht weiter Grenzen schwankt. Als unterste Grenze den Gesamtkohlenstoffgehalt kann man etwa 2% d als oberste etwa 4% Kohlenstoff annehmen. Neben hlenstoff enthält das gewöhnliche Gußeisen stets noch e Reihe weiterer Stoffe, die teils absichtlich zugesetzt rden, wie z. B. Silizium, Mangan, teils als zufällige runreinigungen, wie Phosphor, Schwefel, Arsen, Kup-, Chrom usw. in ihm enthalten sind. Das wesentliche terscheidungsmerkmal der verschiedenen technischen ßeisensorten ist jedoch nicht so sehr die chemische sammensetzung bzw. die Menge des Gesamtkohlen-ffgehaltes als die Art und Form, in der der Kohlenstoff Eisen auftritt.

In richtiger Erkenntnis dieses sehr wichtigen Um-ndes gibt der Normenausschuß der deutschen Industrie Gußeisen 2. Schmelzung folgende Begriffserklärung[2]: „Gußeisen wird aus Roheisen allein oder mit Bruch-n, Stahlabfällen und anderen Schmelzzusätzen er-molzen und in Formen gegossen, jedoch keiner Nach-andlung zwecks Schmiedbarmachung unterworfen. nach der Menge des ausgeschiedenen Graphits ist zu erscheiden:

a) graues Gußeisen (Grauguß) mit reichlicher Gra-tausscheidung,

b) halbgraues Gußeisen mit geringer Graphitausschei-g,

c) weißes Gußeisen ohne oder nur mit Spuren von Graphitausscheidung,

d) Hartguß oder Schalenguß mit weißer Außenzone und grauem Kern."

Metallographie des Gußeisens.

Was verstehen wir nun vom metallographischen Standpunkt aus unter weißem, halbgrauem und grauem Gußeisen? Zur Beantwortung dieser Frage ist es erforderlich, kurz auf das Erstarrungsschaubild der Kohlenstoff-Eisenlegierungen einzugehen. Abb. 1 gibt das Erstarrungs- und Umwandlungsschaubild der reinen Kohlenstoff-Eisenlegierungen wieder, wie es unter Berücksichtigung der neuesten Forschungsergebnisse vom Verein Deutscher Eisenhüttenleute im Jahre 1925 aufgestellt ist. Die stark ausgezogenen Linien beziehen sich auf das metastabile System Eisen—Karbid und die gestrichelten auf das stabile System Eisen—Graphit. Vorausgeschickt sei, daß nach übereinstimmenden Untersuchungen sämtlicher Forscher, die sich mit dem System Kohlenstoff—Eisen befaßt haben[1], die Kohlenstoff-Eisenlegierungen, sofern nicht ein besonderer Anreiz zur Graphitausscheidung gegeben ist, außerordentlich große Neigung haben, nach dem metastabilen System (Eisen—Karbid) zu erstarren.

Der Erstarrungsvorgang einer Legierung mit etwa 2,5% Kohlenstoff würde sich demnach wie folgt abspielen:

Bei etwa 1350° beginnt die Ausscheidung von γ-Mischkristallen, deren Gehalt an Kohlenstoff zunächst nur etwa 0,5% C beträgt. Mit fallender Temperatur scheiden sich immer mehr γ-Mischkristalle aus der noch flüssigen Schmelze aus, zugleich wächst ihr Gehalt an Kohlenstoff entsprechend dem Kurvenzug $J—E$, bis schließlich bei 1145° das Sättigungsvermögen des γ-Eisens für Kohlenstoff (Punkt E mit etwa 1,7% C) erreicht ist. Der flüssige Anteil der Legierung hat sich entsprechend dem Kurvenzug $B—C$ gleichfalls an Kohlenstoff angereichert und erstarrt nunmehr bei 1145° unter wechselseitiger Ausscheidung von gesättigten γ-Mischkristallen und Eisenkarbid zu einem Eutektikum, das die Bezeichnung Ledeburit erhalten hat.

Im weiteren Verlauf der Abkühlung scheidet der gesättigte γ-Mischkristall wieder nach $E—S$ Eisenkarbid (Zementit) aus, bis er bei 721° nur noch 0,9% C enthält und nunmehr zu dem Eutektoid Ferrit—Zementit (Perlit) zerfällt.

[1] Original: Bd. III der „Veröffentlichungen des Zentral-bandes der Preußischen Dampfkessel-Überwachungs-eine". 1927. Halle a. S. Als Vortrag gehalten auf der dertagung des Zentral-Verbandes am 28. Febr. 1927.

[2] DIN 1500 vgl. Betrieb 1922, S. 19.

[1] Siehe auch E. Heyn und O. Bauer: Zur Metallographie des Roheisens. Stahl u. Eisen 1907, Nr. 44.

Digitized by Google

Das Endergebnis ist also schließlich ein sehr hartes sprödes „weißes Eisen", das im Gefüge lediglich Zementit und Perlit (s. Abb. 2 $v = 350$) aufweist.

an Kohlenstoff an, bis schließlich die Temperatur 1152° erreicht ist. Hier erstarrt nunmehr ein γ-Mischkristall-Graphit-Eutektikum. Im weiteren Verlauf der Abküh-

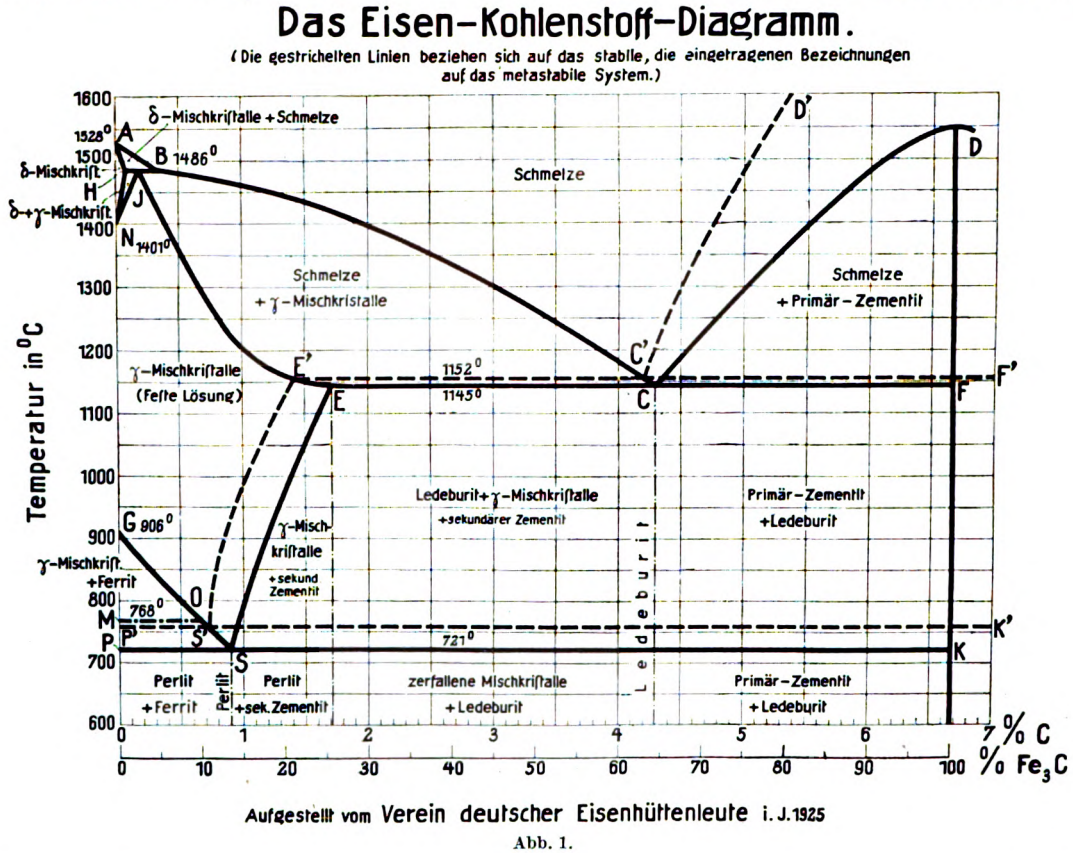
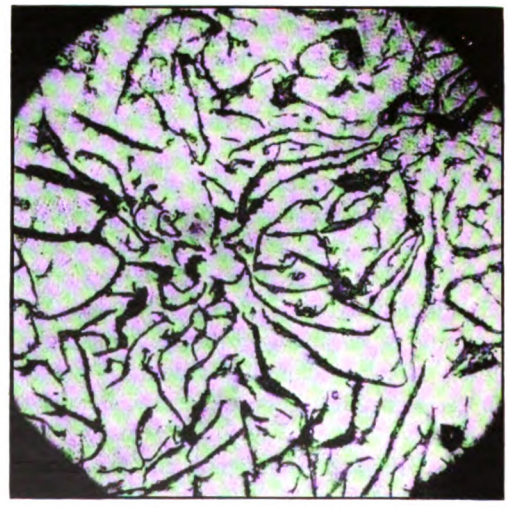


Abb. 1.

Unter ganz besonderen Bedingungen und Vorsichtsmaßnahmen (hoher Silizumgehalt, sehr langsame Abkühlung usw.) ist es auch möglich, ein Eisen zu erschmelzen, das dem endgültigen Gefügegleichgewicht Ferrit—Graphit entspricht. Die Erstarrung würde alsdann theoretisch wie folgt verlaufen:

lung scheidet jetzt der γ-Mischkristall nicht Eisenkarbid, sondern nach $E'—S'$ Graphit bzw. Temperkohle aus, bis er schließlich bei etwa 0,7% Kohlenstoff und 755° zu dem Eutektoid Ferrit—Graphit zerfällt. Das Endergebnis ist ein sehr weiches Eisen, das im Gefüge lediglich Ferrit und Graphit aufweist (s. Abb. 3 $v = 200$). Für den

6013 Abb. 2. „Weißes" Eisen. $v = 350$



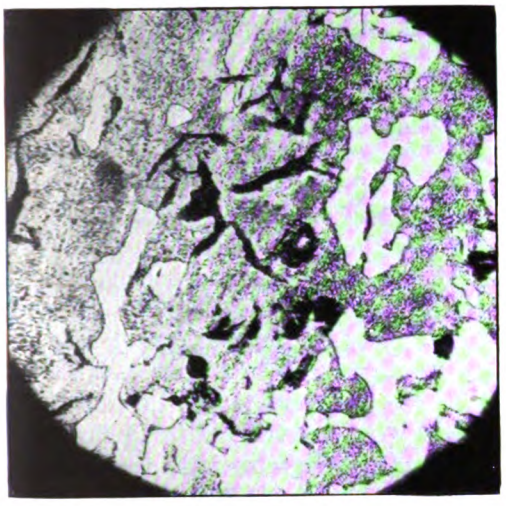
8352 Abb. 3. „Ferrit-Graphit"-Eisen. $v = 200$

Der Kohlenstoffgehalt der Schmelze betrage wieder 2,5%. Zunächst verläuft die Erstarrung wie bei dem metastabilen System, unter Ausscheidung von γ-Mischkristallen. Sowohl die γ-Mischkristalle wie auch die noch flüssige Schmelze reichern sich dabei wie früher

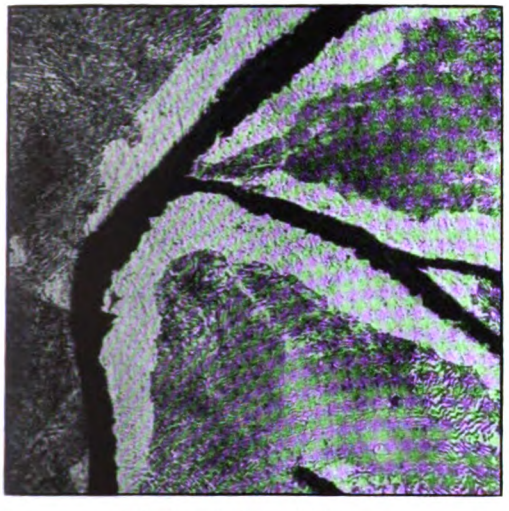
Maschinenbauer kommt als Baustoff weder das sehr harte spröde weiße Eisen noch das sehr weiche und geringe Festigkeit aufweisende Ferrit-Graphit-Eisen in Betracht; er braucht ein Gußeisen, das neben einer guten Bearbeitbarkeit auch eine gewisse Festigkeit aufweist.

Digitized by Google

Unsere üblichen technischen Gußeisensorten müssen nit dem Gefügeaufbau nach zwischen diesen beiden



6014 Abb. 4. „Halbgraues" Eisen. $v = 350$



9126 Abb. 6. „Tiefgraues" Eisen. $v = 200$

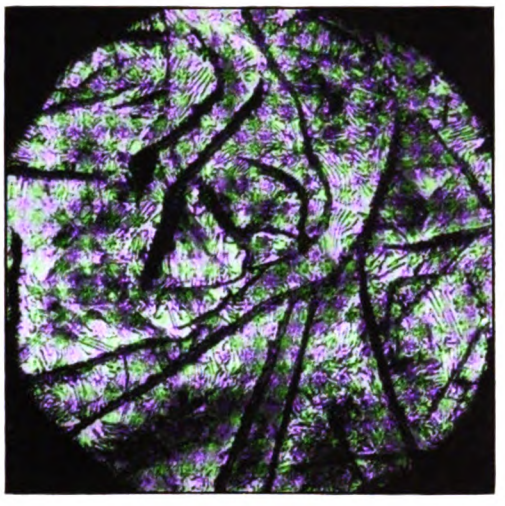
enzsystemen liegen. Das ist auch in der Tat der Fall. s Gefüge des technischen grauen Gußeisens besteht in Regel aus Graphit und Perlit, bei tiefgrauem Eisen t noch freier Ferrit und bei halbgrauem Eisen freier nentit auf. Die absichtlich zugesetzten Stoffe Silizium l Mangan bilden mit dem Eisen Mischkristalle, sie ten also nicht als besondere Gefügebestandteile in Erscheinung, wohl aber von bestimmten Gehalten an der osphor, der ein Phosphideutektikum bildet, ebenso ist Schwefel als Schwefeleisen oder Schwefelmangan im füge erkennbar.

Die Lichtbilder 4 bis 8 zeigen einige typische Aufmen von technischen Gußeisensorten. Abb. 4 = 350) entspricht einem halbgrauen Eisen. Neben hlichen Zementitmengen treten bereits Graphitter auf.

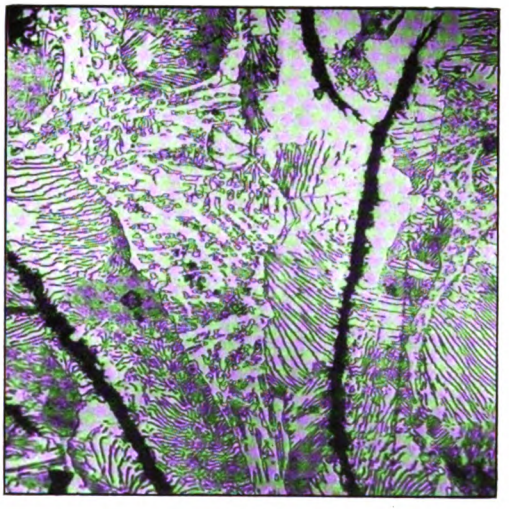
Abb. 5 ($v = 200$) zeigt ein graues Eisen, das seinem füge aufbau nach vorwiegend aus Perlit und Graphit teht.

Abb. 6 ($v = 200$) entspricht einem tiefgrauen Eisen sehr groben Graphitblättern, viel Ferrit und lit.

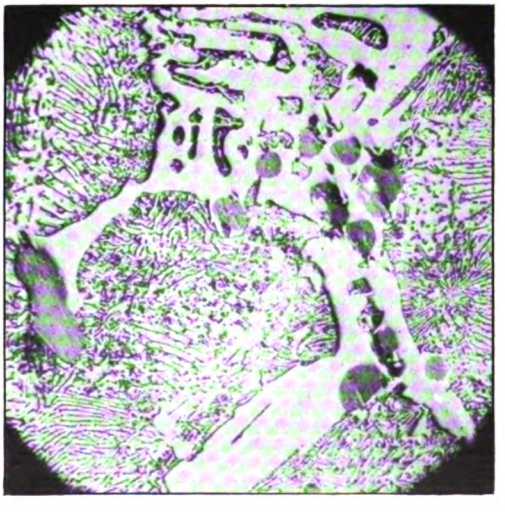
Abb. 7 ($v = 200$) zeigt reichliche Phosphideutektikumeinschüsse neben Perlit, Ferrit und Graphit.



8353 Abb. 5. „Graues" Eisen. $v = 200$



11307 Abb. 7. Phosphorreiches Gußeisen. $v = 200$



2633 Abb. 8. Thomas-Roheisen mit Sulfideinschlüssen. $v = 365$

Abb. 8 ($v = 365$) zeigt schließlich Sulfideinschüsse in einem Thomas-Roheisen.

Schon dem Nichtfachmann dürfte das außerordentlich verschiedene Kleingefüge auffallen. Es erscheint

Digitized by Google

ohne weiteres verständlich, daß auch die Festigkeitseigenschaften verschiedene sein werden und daß auch das chemische Verhalten durch den Gefügeaufbau weitgehend beeinflußt werden dürfte.

Derjenige Körper aber, der in erster Linie auf das mechanische und chemische Verhalten des grauen Gußeisens von Einfluß ist, ist, wie wir sehen werden, der Graphit.

Umstände, die auf die Graphitausscheidung von Einfluß sind.

Dem Gießer ist bereits seit undenklichen Zeiten bekannt, daß von allen Zusatzstoffen zum Gußeisen das Silizium die Graphitausscheidung am weitgehendsten begünstigt[1] und daß ferner die Abkühlungsgeschwindigkeit während und nach der Erstarrung auf die Menge und Art der Graphitausscheidung von maßgebendem Einfluß ist. Er macht von diesen, zunächst wohl auf rein empirischem Wege gefundenen Erkenntnissen bereits seit langer Zeit weitgehendsten Gebrauch, indem

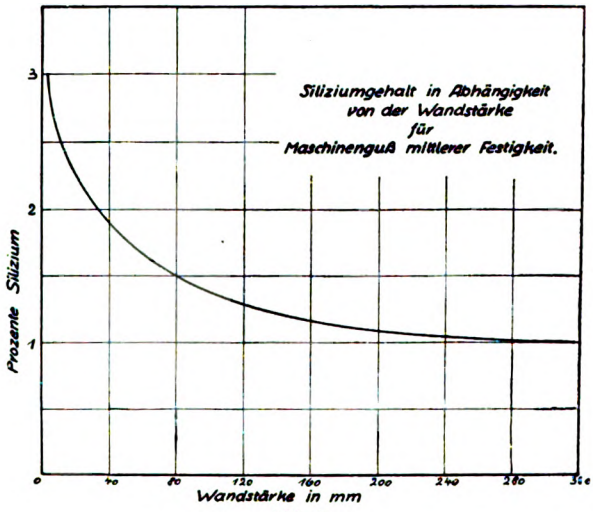


Abb. 9.

er je nach den Querschnittsabmessungen seiner Gußstücke den Siliziumgehalt erhöht oder verringert.

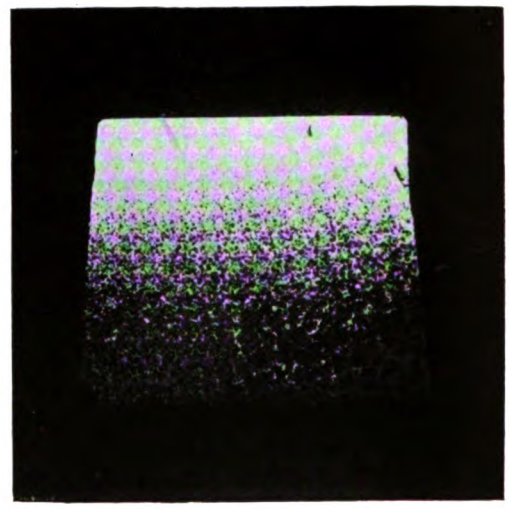
Handelt es sich um Gußstücke von großen Abmessungen und Querschnitten, die entsprechend langsam abkühlen, so genügt bereits ein geringer Siliziumgehalt, um noch graues, bearbeitbares Gußgefüge zu erzielen, bei dünnwandigen schnell erstarrenden Stücken muß der Siliziumgehalt entsprechend höher sein, damit nicht weißer, harter und nicht bearbeitbarer Guß entsteht. In der Regel schwanken die Siliziumgehalte zwischen 0,8 und 3% Si. Abb. 9 gibt eine schematische Kurve, die den üblichen Siliziumgehalt in Abhängigkeit von der Wandstärke darstellt. Sie gilt angenähert für Maschinenguß mittlerer Festigkeit. Für Sonderzwecke, z. B. für Zylinderguß, Maschinenguß hoher Festigkeit usw. pflegt der Siliziumgehalt in der Regel unter der in Abb. 9 dargestellten Kurve zu liegen.

[1] Auf den Einfluß anderer Zusatzstoffe (z. B. Mangan usw.) hier einzugehen, würde zu weit führen. Näheres findet der Leser im „Handbuch der Eisen- und Stahlgießerei", herausgegeben von Dr.-Ing. G. Geiger, I. Bd., 2. Aufl. Berlin: Julius Springer 1925.

Auch die Erzeugung des Hartgusses oder Schalengusses beruht auf obigen uralten Erkenntnissen. Soll irgendein Gußstück (z. B. eine Walze) eine harte Oberfläche erhalten, im Inneren aber grau erstarren, so gießt man das Stück auf Schalen und beschleunigt dadurch künstlich die Abkühlung der Oberfläche. Sie erstarrt infolgedessen „weiß". Die „weiße" harte Schicht geht allmählich in halbgraues Eisen über und der Kern, sowie die nicht auf „Schalen" gegossenen Teile erstarren „grau".

Abb. 10 zeigt in natürlicher Größe ein auf Schalen gegossenes Hartgußstück. Außer den genannten Umständen, die auf die Graphitausscheidung von Einfluß sind: chemische Zusammensetzung bzw. Höhe des Siliziumgehaltes und Abkühlungsgeschwindigkeit während und nach der Erstarrung tritt neuerdings ein weiteres Moment in den Vordergrund des Interesses, dem der Gießer bisher im allgemeinen nur wenig Bedeutung beigemessen hat. Es ist die Temperatur des flüssigen Bades.

Piwowarsky[1] hat festgestellt, daß für jedes flüssige Gußeisen ein bestimmter von der chemischen Zusammen-



1334 Abb. 10. Hartguß. r = 1

setzung abhängiger kritischer Temperaturwendepunkt besteht, der je nach der Art des Gußeisens bei etwa 1400 bis 1500° liegt. Wird das flüssige Eisen auf Temperaturen erhitzt, die noch unter diesem Wendepunkt liegen, so zeigt es mit steigender Temperatur und gleichzeitig auch mit steigender Zeitdauer der Erhitzung zunehmend Neigung „weiß" zu erstarren, die Graphitausscheidung wird also immer geringer und die Graphitblätter werden immer feiner.

Abb. 11 ist der Arbeit von Piwowarsky entnommen, sie bezieht sich auf ein Schwedisches Roheisen mit rund 4% Gesamtkohlenstoff. Aus Abb. 11 geht deutlich hervor, daß mit steigender Temperatur die Menge des gebundenen Kohlenstoffs zunimmt, die Graphitmenge demnach geringer wird.

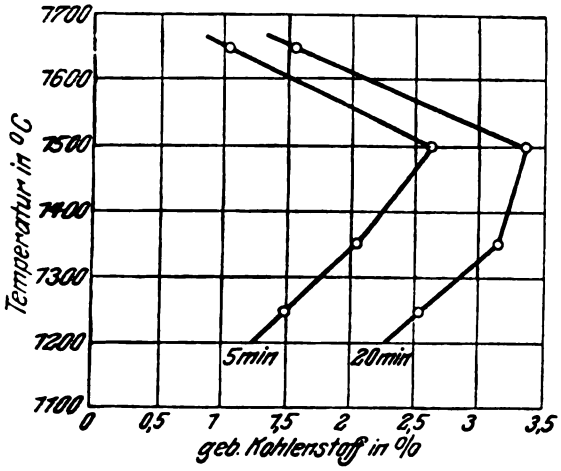
Ist der Temperaturwendepunkt aber überschritten, so wächst wieder die Neigung zur Ausscheidung von Graphit. Piwowarsky glaubt, daß diese eigenartige

[1] E. Piwowarsky: Über den Einfluß der Temperatur auf die Graphitbildung im Roh- und Gußeisen. Werkstoffausschuß Bericht Nr. 63 des V. d. Eisenhüttenleute vom 17. Juni 1922.

Digitized by Google

rscheinung mit der Koexistenz zweier Molekülarten
ı flüssigen Zustand zusammenhängt, denen er je nach
·r vorherrschenden Molekülart eine graphitfördernde
ler karbidfördernde Wirkung bei der Erstarrung zu-
hreibt.

Hanemann[1] konnte die Versuche von Piwowarsky
·stätigen, er lehnt jedoch die Theorie der verschiedenen
olekülarten im flüssigen Zustand ab. Nach seiner Theo-
e wird beim Schmelzen von grauem Roheisen nicht so-
rt aller Graphit restlos aufgelöst, sondern es verbleiben
raphitreste zunächst noch einige Zeit in der flüssigen
·hmelze. Diese Graphitreste wirken als Keime, an die
·i beginnender Erstarrung grobblätteriger Graphit an-
·istallisiert. Ist aber die Temperatur hoch und die Zeit,



b. 11. Einfluß der Zeitdauer und Temperatur der Erhitzung auf die Graphitausscheidung. (Nach Piwowarsky.)

ährend der die Schmelze auf der hohen Temperatur
·halten wurde, so lange gewesen, daß der gesamte Gra-
it in Lösung gegangen war, so wird die Kristallisation
verlaufen, daß sich zunächst nur γ-Mischkristalle aus-
heiden und erst bei der eutektischen Temperatur das
raphit-Eutektikum in feinster Verteilung zur Erstar-
ng kommt. Durch Versuchsschmelzen in kleinem Maß-
abe konnte Hanemann den Nachweis der Richtigkeit
iner Theorie erbringen.

Wie sich seine Theorie mit dem Schmelzen im Kupol-
·n verträgt, bei dem das flüssige Eisen stets mit elemen-
rem Kohlenstoff in Berührung steht, eine Keimwirkung
·o immer anzunehmen ist, muß noch erwiesen werden;
st steht jedoch, daß neben der chemischen Zusammen-
·zung und der Geschwindigkeit der Abkühlung auch
ch die Zeitdauer und die Temperatur der Erhitzung
s flüssigen Eisens Einfluß auf die Art und Menge der
·aphitausscheidung haben.

nfluß der Begleitelemente Silizium, Mangan, Phosphor d Schwefel auf die Eigenschaften des grauen Gußeisens.

So einfach die Beantwortung der Frage über die Be-
ıflussung der Materialeigenschaften durch die Begleit-
·mente etwa beim Flußeisen oder Stahl ist, so schwierig

[1] Hanemann: Die Theorie des Graugusses. Monatsbl. Berliner Bezirksvereins deutscher Ingenieure, 1. April 1926, . 4.

ist die eindeutige Beantwortung beim Gußeisen, da hier der Einfluß kein einfacher, sondern ein mehrfacher ist[1]:

1. können die Begleitelemente die Eigenschaften der Grundmasse beeinflussen, sei es, daß sie von der Grundmasse als Mischkristalle aufgenommen werden, sei es, daß sie zur Bildung neuer Gefügebestandteile Veranlassung geben,

2. haben sie, wie schon erwähnt, Einfluß auf die Graphitausscheidung, die sie teils begünstigen teils behindern.

Da aber die Graphitausscheidung wie ebenfalls bereits erwähnt noch durch die Temperatur und Abkühlungsverhältnisse maßgebend beeinflußt wird, so können sich unter Umständen die verschiedenen Einflüsse überschneiden und sich teils gegenseitig aufheben, teils wieder verstärken.

Soweit sich also beim Gußeisen bezüglich des Einflusses der Begleitelemente auf die Festigkeitseigenschaften etwas aussagen läßt, muß diese Aussage stets auch die die Graphitausscheidung fördernde oder behindernde Wirkung einbeschließen.

Im allgemeinen darf die Kenntnis des Einflusses der üblichen Begleitelemente auf die Graphitausscheidung heute wohl als Gemeingut eines jeden Gießers[2] angesehen werden. Ich kann mich daher kurz fassen.

Daß das Silizium von allen Begleitelementen am weitgehendsten die Graphitausscheidung befördert, wurde schon erwähnt, gleichzeitig wirkt es vermindernd auf das Sättigungsvermögen des flüssigen Eisens für Kohlenstoff. Da Silizium innerhalb der üblichen Gehalte mit dem Eisen Mischkristalle bildet, so tritt es als besonderer Gefügebestandteil nicht in Erscheinung.

Die Festigkeit der Grundmasse wird zwar durch steigenden Siliziumgehalt gesteigert, die Steigerung ist jedoch nicht erheblich, sie wird durch den Einfluß erhöhter Graphitausscheidung vollkommen überdeckt.

Das Mangan ist das zweitwichtigste Begleitelement des grauen Gußeisens. Es wirkt im Gegensatz zum Silizium erschwerend auf die Graphitausscheidung. Das Verhältnis Mangan Silizium spielt jedoch nach Wüst hierbei ebenfalls eine Rolle.

Da Eisen und Mangan ebenfalls Mischkristalle bilden und das Mangankarbid Mn_3C sich mit dem Eisenkarbid Fe_3C auch zu Mischkristallen vereinigt, so treten auch in manganhaltigen Gußeisensorten die gleichen Gefügebestandteile auf wie in manganfreien.

Das reine Mangankarbid Mn_3C ist auch bei Zimmertemperatur stabil, es verleiht als Mischkristall mit dem instabilen Eisenkarbid Fe_3C dem letzteren einen etwas höheren Grad der Beständigkeit, ohne es jedoch vollständig stabil zu machen, erschwert aber in jedem Fall die Aufspaltung des Zementits in Ferrit und Graphit bzw. Temperkohle.

Der Einfluß des Mangans auf die Festigkeitseigenschaften der Grundmasse ist beträchtlich; Biegefestigkeit

[1] Siehe auch Oberhofer: Das technische Eisen, 2. Aufl. Berlin: Julius Springer 1925.

[2] Wesentlichen Aufschluß über die Wirkung der Begleitelemente auf die Eigenschaften des Graugusses verdanken wir den Arbeiten von Wüst und seinen Schülern.

Digitized by Google

und Zugfestigkeit werden gesteigert, Härte und Sprödigkeit nehmen jedoch allmählich zu.

Die Aufnahmefähigkeit des Eisens für Kohlenstoff wächst mit steigendem Mangangehalt, gleichzeitig wächst aber die Neigung, den Kohlenstoff in karbidischer Form zur Ausscheidung zu bringen, also die Graphitausscheidung zu verringern. Hierdurch wird beim Grauguß dem Manganzusatz schnell eine obere Grenze gesetzt. Im allgemeinen schwankt der Mangangehalt, je nach der Art des Gusses, zwischen 0,3 und 1% Mn.

Der Phosphor wirkt bezüglich der Graphitausscheidung ähnlich, jedoch bei weitem nicht so kräftig wie Silizium, auch die Lösungsfähigkeit des flüssigen Eisens für Kohlenstoff nimmt mit steigendem Phosphorgehalt ab. Sehr beträchtlich ist der Einfluß des Phosphors auf den Beginn und das Ende der Erstarrung. Beide werden in tiefere Temperaturzonen herabgedrückt. Aber auch nach dem Festwerden des Eutektikums bleibt ein Rest der Schmelze noch flüssig und erstarrt erst bei etwa 950°. Es handelt sich hierbei um ein ternäres Eisen-Karbid-Phosphid-Eutektikum, das im grauen Gußeisen allerdings meist nur als binäres Phosphid-Eutektikum in Erscheinung tritt, da das Karbid unter Graphit- bzw. Temperkohleausscheidung zersetzt ist. Das Phosphid (Fe_3P) ist ein harter spröder Gefügebestandteil. Die statischen Festigkeitseigenschaften (Zug-, Biegefestigkeit, Durchbiegung) des Gußeisens werden jedoch nach Wüst bis zu etwa 0,3% P günstig beeinflußt. Eine ungünstige Beeinflussung tritt erst bei höheren Gehalten auf. Die dynamischen Festigkeitseigenschaften (z. B. gemessen durch die spezifische Schlagarbeit) werden bis etwa 0,6% Phosphor ungünstig beeinflußt, das Eisen wird spröder. Höhere Phosphorgehalte bedingen nur noch geringe weitere Verschlechterung. Im allgemeinen schwankt der Phosphorgehalt im technischen grauen Gußeisen zwischen 0,2 und 1,5% P, also innerhalb sehr weiter Grenzen. Ein hoher Phosphorgehalt macht das Eisen dünnflüssig, wird also bei dünnwandigen Gußstücken nicht ungern gesehen. Für feuerbeständigen Guß sollte jedoch der Phosphorgehalt so niedrig wie möglich sein.

Der Schwefel wird ganz allgemein vom Gießer als störender Bestandteil empfunden; er sucht ihn mit allen Mitteln der Schmelz- und Gießkunst so niedrig wie möglich zu halten. Schwefel drückt bei höheren Gehalten das Sättigungsvermögen des Eisens für Kohlenstoff herunter und wirkt gleichzeitig hindernd auf die Graphitausscheidung. Im erstarrten Eisen tritt er als gesonderter Gefügebestandteil als Schwefeleisen bzw. Schwefelmangan in Erscheinung.

Bei den kleinen Gehalten, die im technischen grauen Gußeisen vorkommen, ist eigentlich nicht recht einzusehen, inwiefern Schwefel das mechanische Verhalten des Gußeisens besonders ungünstig beeinflussen könnte. Die kleinen rundlichen Einschlüsse von Schwefeleisen oder Schwefelmangan unterbrechen zwar den Zusammenhang der Grundmasse, die Unterbrechung ist jedoch bei weitem nicht so einschneidend wie sie durch grobblätterigen Graphit verursacht wird. Ich glaube, daß die Angst des Gießers vor dem Schwefel vor allem auf gießtechnischem Gebiet zu suchen ist. Schwefel gibt im flüssigen Bade zu Gasentwicklung Veranlassung und erschwert dadurch die Erzielung dichter, lunkerfreier Gußstücke.

Interessante Versuche über den Einfluß des Schwefels auf die mechanischen Eigenschaften des grauen Gußeisens haben Wüst und Miny[1] ausgeführt. Sie fanden, daß eine schädliche Einwirkung eines steigenden Schwefelgehaltes nur bei manganhaltigen Eisensorten deutlich nachzuweisen war. Die Festigkeitswerte sanken jedoch nicht unter diejenigen von manganfreien Schmelzen. Diese überraschende Tatsache findet vielleicht darin ihre Erklärung, daß mit steigendem Schwefelgehalt immer größere Mengen von Mangan als Schwefelmangan gebunden werden und damit keine, die Festigkeit des Gußeisens erhöhende Wirkung (z. B. als Mischkristall im Ferrit) mehr ausüben können.

Die durchschnittlichen Schwefelgehalte des technischen grauen Gußeisens schwanken zwischen 0,04 bis höchstens 0,2% S. Der letztgenannte Wert ist bereits als sehr hoch anzusehen, im allgemeinen liegen die Werte um 0,1% herum.

Meine Herren! Wir haben gesehen, daß die üblichen Begleitelemente des grauen Gußeisens unzweifelhaft auch einen gewissen unmittelbaren Einfluß auf die Festigkeitseigenschaften des Gußeisens ausüben, daß ihre Hauptwirkung aber in der Beeinflussung, sei es in einer Begünstigung oder Behinderung der Graphitausscheidung zu suchen ist.

Einfluß der Abkühlungsgeschwindigkeit auf die Festigkeitseigenschaften des grauen Gußeisens.

Ich will Ihnen hier nur an einem Beispiel zeigen, daß die Beeinflussung der Graphitausscheidung durch die Abkühlungsverhältnisse unter Umständen alle anderen Einflüsse vollkommen überdecken kann. Es handelt sich um Untersuchungen, die bereits vor Jahren im Staatl. Materialprüfungsamt durchgeführt wurden, über die Heyn[2] bereits 1906 in „Stahl und Eisen" berichtet hat, die aber auch heute noch genau so lehrreich sind wie damals. Aus einem Gußeisen folgender Zusammensetzung

Gesamtkohlenstoff	3,38 %
Silizium	2,51 %
Mangan	0,81 %
Phosphor	0,56 %
Schwefel	0,095%

wurden nach Abb. 12 quadratische Stäbe verschiedener Dicke in einem Guß in üblicher Weise gegossen. Der kleinste Querschnitt war 12×12 und der größte 155×155 mm. Die Abkühlungsgeschwindigkeit des einzelnen Stabes wurde lediglich durch die Querschnittsabmessungen beeinflußt: Der Gesamtkohlenstoffgehalt und die Graphitmenge wurden chemisch ermittelt, die Zahl der Graphitkeime für ein Gesichtsfeld von 1 qmm ausgezählt, die Graphitverteilung metallographisch festgelegt und schließlich die Biegefestigkeit ermittelt.

[1] F. Wüst und J. Miny: Über den Einfluß des Schwefels auf die mechanischen Eigenschaften des grauen Gußeisens. Ferrum Bd. 14, S. 97 u. 113. 1917.

[2] E. Heyn: Metallographische Untersuchungen für das Gießereiwesen. Stahl u. Eisen 1906, S. 1295 u. 1296.

Digitized by Google

In Abb. 13 sind die Ergebnisse übersichtlich zu-
nmengestellt.

Der Gesamtkohlenstoffgehalt war bei allen Quer-
nitten der gleiche, die Graphitmenge jedoch bei den
äben mit kleinem Querschnitt nur gering; sie stieg

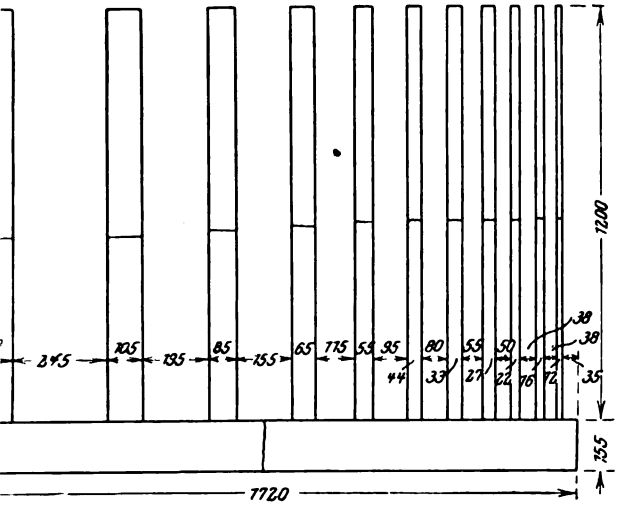
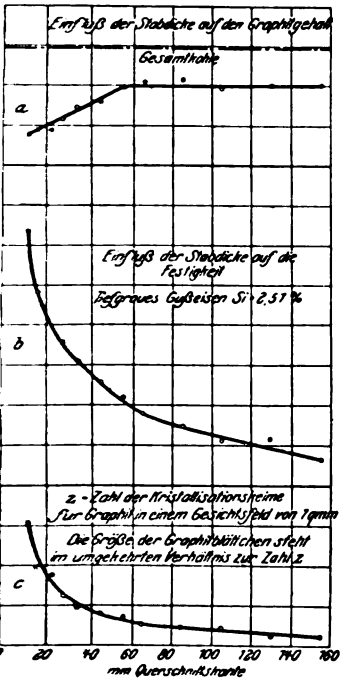


Abb. 12. Abmessungen der Gußstäbe.

nählich an und erreicht bei 55×55 mm Querschnitt
n Höchstwert von 3% Graphit, der sich auch bei den
ßen Querschnitten nicht mehr wesentlich änderte.



13. Einfluß der Stabdicke auf das
'erhalten von grauem Gußeisen.

Die Kurve der Biegefestigkeit ist ebenfalls in Abb. 13 eingezeichnet.

Der Stab mit geringstem Graphitgehalt weist die höchste Biegefestigkeit auf. Die Kurve fällt zunächst schnell bis der Gehalt von 3% Graphit erreicht ist (Stab mit 55×55 mm Querschnitt) und sinkt von da ab, trotz gleichbleibendem Graphitgehalt, langsam weiter ab. Die Zugfestigkeit wurde nicht ermittelt; es ist aber bekannt und durch Versuche von Oberhoffer und Poensgen[1] erneut festgestellt, daß die Änderung der Zug-
igkeit schon von kleinen Stabquerschnitten ab (etwa
)is 25 mm Durchmesser) durchaus parallel mit der
lerung der Biegefestigkeit verläuft.

Die Erklärung für das auffallende Absinken der Biege-
igkeit bei gleichem Graphitgehalt, gibt die unterste
rve in Abb. 13, die die Anzahl z der Kristallisations-
keime für Graphit in einem Gesichtsfeld von 1 qmm darstellt.

Je größer die Zahl der Graphitblättchen in einer bestimmten Fläche ist, um so kleiner fallen bei gleich großem Gesamtgraphitgehalt die einzelnen Blättchen aus. Bei den Stäben mit großem Querschnitt ist die Anzahl der Graphitblättchen für 1 qmm Gesichtsfeld nur sehr klein, die einzelnen Blättchen müssen daher sehr groß und kräftig entwickelt sein.

In Abb. 14 sind einige Aufnahmen, die die Graphitverteilung kennzeichnen, wiedergegeben.

Die Lichtbilder zeigen deutlich, wie mit zunehmendem Querschnitt die Größe der einzelnen Graphitblätter wächst. Der Unterschied zwischen dem Stab mit größtem Querschnitt (155×155 mm) und dem Stab mit kleinstem Querschnitt (12×12 mm) ist gewaltig. Es ist ohne weiteres verständlich, daß so lange und grobe Graphitblätter infolge Unterbrechung des Zusammenhanges der Grundmasse die Festigkeitseigenschaften des Gußeisens sehr wesentlich herabdrücken müssen.

Meine Herren! Diese Versuche, die inzwischen mehrfach von anderer Seite wiederholt und bestätigt wurden, werfen ein scharfes Schlaglicht auf die Zulässigkeit der Beurteilung der Festigkeitseigenschaften eines Gußstückes mit verschiedenen Querschnitten auf Grund besonders gegossener oder auch angegoßener Probestäbe.

Das Gußstück wird trotz gleicher chemischer Zusammensetzung und selbst trotz gleichen Graphitgehaltes nur in den Fällen und nur an den Stellen die gleiche Festigkeit wie der Probestab aufweisen, bei denen seine Querschnittsabmessungen mit dem Querschnitt des Probestabes übereinstimmen. Schon verhältnismäßig kleine Unterschiede im Querschnitt bedingen andere Abkühlungsverhältnisse, andere Art der Graphitausscheidung und damit auch andere Festigkeitswerte.

Ich will damit nicht sagen, daß dem angegossenen Probestab überhaupt jede Bedeutung abzusprechen wäre. Er gibt dem Abnahmebeamten bzw. dem Besteller des Gußstückes zweifellos einen gewissen Anhalt über die Güte des Materials; ich will lediglich davor warnen, den an Probestäben ermittelten Festigkeitswerten eine gar zu große Bedeutung gegenüber der Festigkeit des Gußstückes selbst beizumessen, namentlich wenn es sich um große, schwere Gußstücke oder um Gußstücke mit stark wechselnden Querschnittsabmessungen handelt.

Sahen wir doch, daß in dem erwähnten Beispiel (Abb. 13) Querschnittsunterschieden von 12×12 und 155×155 mm Unterschiede in der Biegefestigkeit von 47 und 17 kg/qmm entsprechen und daß diese Unterschiede lediglich durch die verschiedene Abkühlungsgeschwindigkeit bzw. durch die wechselnde Menge und Größe der Graphitblätter bedingt waren.

Veredelung des Gußeisens durch Legierungszusätze.

Die Anforderungen, die die Praxis an das Gußeisen stellte, waren Jahrhunderte lang keine sehr erheblichen. Sie verlangte lediglich eine gewisse Festigkeit, die je nach der Art des Gußstückes schwankte, und gute Bearbeitbarkeit. Beides Anforderungen, die in der Regel mit den üblichen, dem Gießer durch Tradi-

[1] P. Oberhoffer und Poensgen: Über den Einfluß des
)estabquerschnittes auf die Zug- und Biegefestigkeit von
Eisen. Stahl u. Eisen Bd. 42, S. 1189. 1922.

Digitized by Google

tion überkommenen Hilfsmitteln ohne besondere Schwierigkeiten zu erzielen waren.

Das Gußeisen stagnierte gewissermaßen. Erst die großen Erfolge, die die Flußeisen- und Flußstahlerzeugung durch Legierungszusätze und durch sachgemäße Wärmebehandlung erzielt hatte, gaben, verbunden mit den allmählich steigenden Ansprüchen des Maschinenbaus den Anstoß zu dem Versuch, auch beim Gußeisen durch Legierungszusätze eine Qualitätssteigerung zu erzielen.

Im Jahre 1920 habe ich in Breslau in Gemeinschaft mit meinem damaligen 1. Assistenten Dr. Piwowarsky die ersten Versuche „Über den Einfluß eines Nickel- und Kobaltzusatzes auf die physikalischen und chemischen Eigenschaften des Gußeisens[1]“ durchgeführt. Wir konnten feststellen, daß ein mäßiger Nickelgehalt (0,5 bis 1% Ni) die mechanischen Eigenschaften des Graugusses um etwa 20 bis 30% verbesserte. Bei höheren Gehalten trat durch zu starke Begünstigung der Graphitbildung, die durch Nickel nicht verfeinert, sondern eher vergröbert wurde, ein Abfall der Güteziffern ein. Kobalt wirkte im Gegensatz zum Nickel auf Erschwerung der Graphitbildung hin, das Eisen zeigte große Neigung „weiß“ zu erstarren.

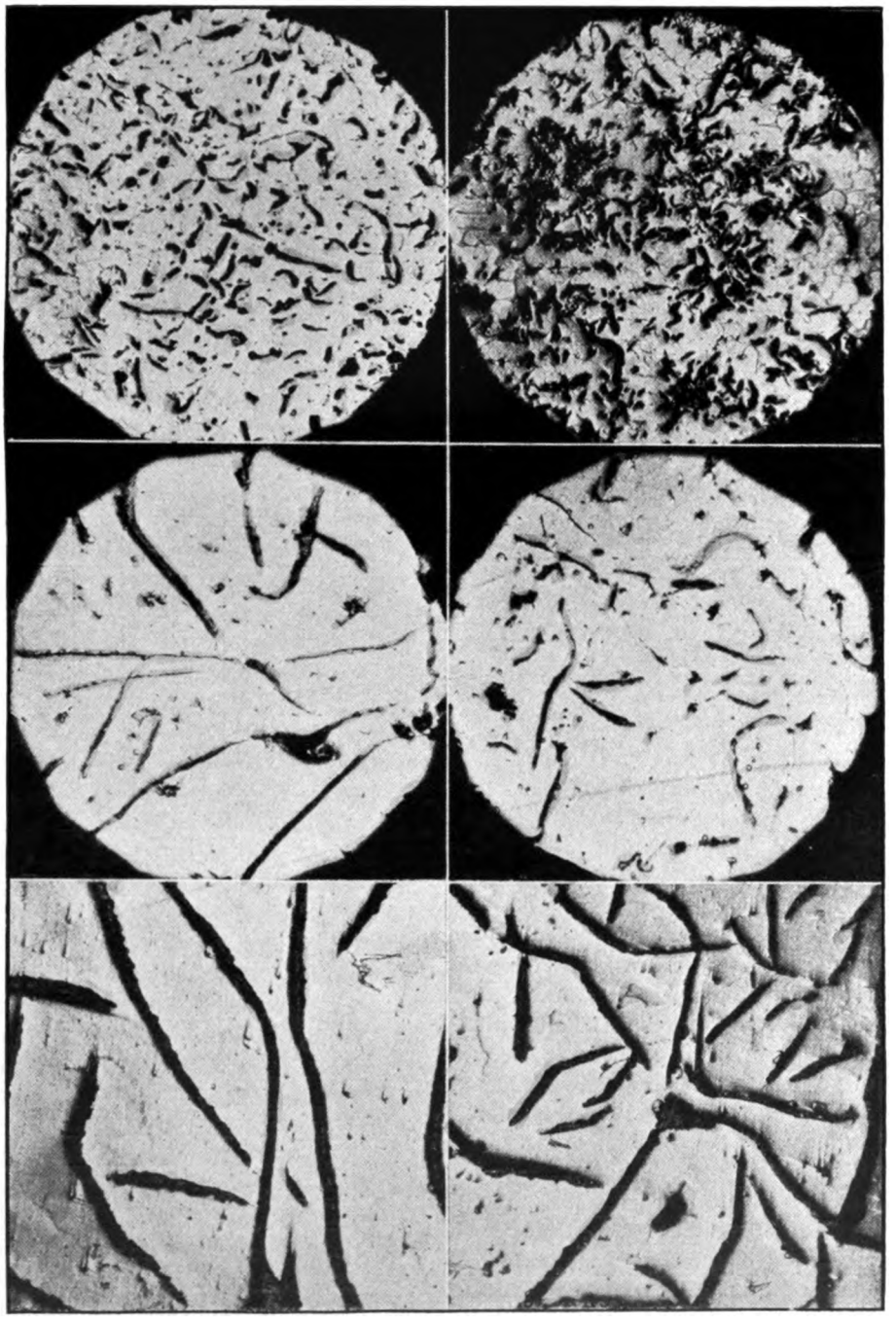


Abb. 14. Einfluß der Stabdicke auf die Graphitausscheidung.

[1] O. Bauer und E. Piwowarsky: Der Einfluß eines Nickel- und Kobaltzusatzes auf die chemischen und physikalischen Eigenschaften des Gußeisens. Stahl u. Eisen 1920, Nr. 39.

Digitized by Google

Im Jahre 1921 erstattete ich auf der Tagung des Hauptusschusses für Gießereiwesen in München Bericht über iese Versuche und regte zugleich an, sie auf breiterer rundlage und unter Hinzuziehung weiterer Legierungsısätze wie Titan, Vanadium, Chrom, Wolfram, Molybän, Kupfer usw. fortzusetzen.

Prof. Dr. Piwowarsky, der inzwischen nach Aachen bergesiedelt war, hat in mehrjähriger Arbeit die Verıche durchgeführt und darüber im Jahre 1925 in „Stahl nd Eisen"[1] berichtet.

Das Ergebnis entsprach nicht voll den Erwartungen. war konnten durch den einen oder anderen Zusatz (z. B. itan, Vanadium, Wolfram) die Eigenschaften der Grundıasse günstig beeinflußt werden; wesentlicher war aber ets der Einfluß auf die Graphitausscheidung, und dieser berdeckte je nachdem, ob er in positiver oder negativer ichtung wirkte, den Einfluß der Verfestigung der rundmasse.

Piwowarsky selbst bemerkt zu seinen Versuchsgebnissen: „So beachtenswert der Einfluß einiger der ier behandelten Elemente auf die Eigenschaften von raugguß auch sein mag, so betrübend ist es, wenn man ie Ergebnisse dieser mehrjährigen Versuche vergleicht it dem, was inzwischen in der Praxis auf dem Wege r Herstellung hochwertigen Gußeisens anscheinend hon gelungen ist, und zwar ohne teure Spezialzusätze, elmehr durch einfache Regelung der im Gußeisen beits vorhandenen Elemente, insbesondere des Kohlenoffs und des Siliziums", und damit letzten Endes urch Regelung der Graphitausscheidung. Imerhin glaube ich, daß die Akten über die „Veredelung s Gußeisens durch Legierungszusätze" damit noch cht endgültig geschlossen sind. Es wird allerdings ch mancher Arbeit bedürfen, um hier klarer zu sehen.

er Einfluß höherer Temperaturen auf die Eigenschaften des grauen Gußeisens.

Der Graphit selbst kommt als Träger der Festigkeit cht in Betracht, der Einfluß erhöhter Temperatur kann h daher lediglich auf die Grundmasse erstrecken.

Die Grundmasse ist als Kohlenstoffstahl aufzufassen, ssen Festigkeitsänderungen mit der Temperatur beannt sind[2]; wenn man aber berücksichtigt, daß das rbeitsvermögen der stahlähnlichen Grundmasse beim ußeisen infolge Unterbrechung des Zusammenhanges ırch den Graphit nie vollständig erfaßt wird, sondern ets beträchtlich hinter der Festigkeit eines gleichen erkstoffes ohne zwischengelagerte Graphitblätter zuckbleibt, so darf wohl geschlossen werden, daß mäßige mperaturerhöhungen auf die Festigkeitseigenschaften inen wesentlichen Einfluß ausüben können.

Damit stehen Versuche von Campion und Doaldson[3] in Übereinstimmung, die die Festigkeit von er Gußeisensorten bei höheren Temperaturen ermittelten. Sie fanden bis 400 bzw. 500° keine wesentliche Veränderung, erst von etwa 600° an sank die Festigkeit.

Der Einfluß erhöhter Temperatur macht sich beim Gußeisen in anderer Weise bemerkbar. Es tritt hier ein Moment in den Vordergrund, das beim Eisen und Stahl keine oder nur eine untergeordnete Rolle spielt, es handelt sich um den Stabilitätsgrad des Werkstoffes.

Wir wissen, daß alle unsere technischen Kohlenstoff-Eisenlegierungen in dem Zustand, in dem sie ihre günstigsten Eigenschaften entfalten, eigentlich instabil sind. Sie streben alle dem stabilen Gleichgewicht Ferrit—Graphit zu, nur ist der Grad der Instabilität je nach der Art des Werkstoffes ein sehr verschiedener.

Es ist ja bekannt, daß schon gewisse hochgekohlte Stahlsorten unter dem Einfluß höherer Temperaturen dazu neigen, Temperkohle bzw. Graphit auszuscheiden, viel größer ist diese Neigung bei unseren technischen Gußeisensorten, da hier die Vorbedingungen für eine Aufspaltung des Zementits viel günstiger sind; zunächst ist der Gesamtkohlenstoffgehalt höher, dann hat Gußeisen stets einen beträchtlichen Siliziumgehalt. Wir wissen aber, daß Silizium das wirksamste Mittel zur Förderung der Graphitausscheidung ist, und schließlich sind im Gußeisen bereits Graphitblätter vorhanden, die als Keime wirken. Die Aufspaltung des freien oder im Perlit enthaltenen Zementits geht unter Volumenzunahme vor sich; das Gußeisen „wächst", wie die Praxis sagt. Man hat diesem Wachsen des Gußeisens, das man ja bereits seit langer Zeit vom Temperprozeß her kannte, praktisch keine besondere Aufmerksamkeit geschenkt, da es sich beim Tempern bereits während des Herstellungsprozesses abspielte und das fertige Konstruktionsstück dadurch nicht weiter in Mitleidenschaft gezogen wurde.

Erst als die Anforderungen an das Gußeisen bezüglich der Temperaturbeständigkeit namentlich im Dampfturbinenbau immer größer wurden und die fertigen Gehäuse im Betriebe lange Zeit Temperaturen bis zu 400° ausgesetzt wurden, machte es sich störend bemerkbar und führte bereits vielfach zu großen wirtschaftlichen Schädigungen.

Abb. 15 ($v = 200$) zeigt das Kleingefüge aus einem zu Bruch gegangenen Dampfturbinengehäuse von einer Stelle, die höheren Temperaturen nicht ausgesetzt war. Es ist das übliche Gefüge grauen Gußeisens.

Abb. 16 ($v = 200$) entstammt demselben Turbinengehäuse von einer Stelle, die ständig mit dem heißen Dampf in Berührung gekommen war. Das Gefüge ist völlig umgewandelt. Der Zementit des Perlits ist völlig aufgespalten, die Grundmasse besteht nahezu aus reinem Ferrit, und die an und für sich schon groben Graphitblätter haben an Dicke wesentlich zugenommen, der abgespaltene Kohlenstoff hat sich demnach an den bereits vorhandenen Graphitblättern angelagert.

Mit dem Wachsen infolge Aufspaltung des Zementits geht, sofern Luft bzw. Sauerstoff hinzutreten kann, stets noch ein Wachsen infolge Oxydation nebenher. Die groben aufgelockerten Graphitblätter begünstigen das Eindringen der Sauerstoffe in das Innere, das Eisen oxydiert und nimmt an Volumen zu. Dieses sekundäre Wachsen kann unter Umständen noch erheblich größere

[1] E. Piwowarsky: Die Gußeisenveredlung durch Legierungszusätze. Stahl u. Eisen Bd. 45, S. 289. 1925. Siehe auch . Smalleys Foundry Trade 0. 26 (1922) S. 519; Stahl u. isen Bd. 44, S. 498. 1924.

[2] Siehe z. B. Oberholfer: Das technische Eisen, 2. Aufl. 925.

[3] Foundry Trade Journ. 1923, 23.

Digitized by Google

Ausmaße (mehrere Prozente) annehmen als das auf der Aufspaltung des Zementits beruhende primäre.

Auch hier wieder sehen wir, welchen maßgebenden Einfluß der Graphit auf das Verhalten des grauen Gußeisens ausübt.

11541 $v = 200$

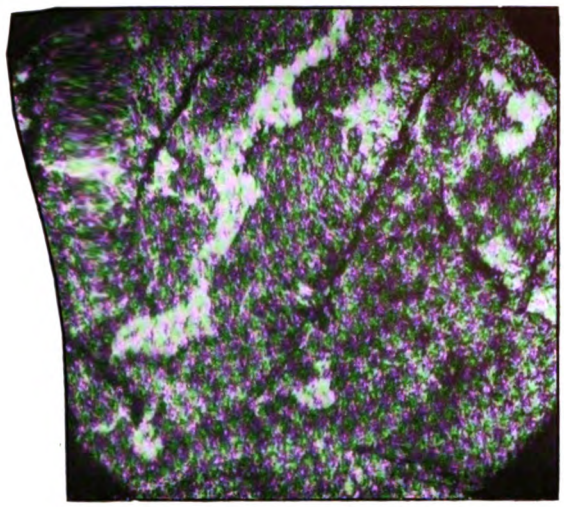


Abb. 15. Gefüge aus einem Turbinengehäuse.

Die Technik steht gerade bezüglich der Temperaturbeständigkeit des grauen Gußeisens vor einem schwierigen Problem. Einerseits muß sie dem Gußeisen Silizium zusetzen, um schon bei der Erstarrung graues, bearbeitbares Eisen zu erhalten, andererseits fördert Silizium in hohem Maße auch die Zerlegung des Zementits

11531 $v = 200$

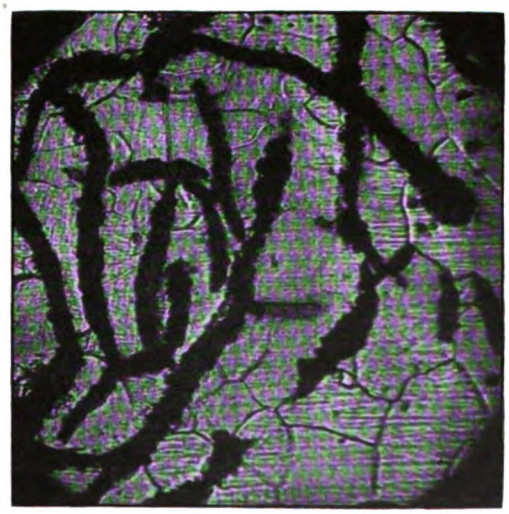


Abb. 16. Gefüge aus dem Turbinengehäuse (Abb. 15) unter dem Einfluß erhöhter Temperatur im Ferrit-Graphit aufgespalten.

nach der Erstarrung. Als Gegenmittel käme Mangan in Frage, das, wie wir sahen, dem Zementit einen höheren Grad der Beständigkeit verleiht. Der Höhe des Manganzusatzes sind aber Grenzen gezogen, da er die Erstarrung nach der Richtung des „weißen Eisens" begünstigt. Es handelt sich also hier um ein Kompromiß, das noch nicht als zum Abschluß reif angesehen werden darf. Zur Zeit sind an drei verschiedenen Stellen Untersuchungen im Gange, diese bezwecken, den Einfluß der verschiedenen Begleitstoffe des grauen Gußeisens auf [illegible]fspaltung des Zementits einwandfrei zu klären, und damit zugleich der Praxis Anhaltspunkte für eine geeignete Gattierung zu geben[1].

Einfluß der Graphitausbildung auf die Korrosion des grauen Gußeisens.

Auch die Korrosion des grauen Gußeisens wird durch die Art und Menge der Graphitausscheidung maßgebend beeinflußt. Lagern gußeiserne Gegenstände jahrelang in feuchtem Boden, so treten mitunter an ihnen eigenartige Zersetzungserscheinungen auf. Das Gußeisen wird weich und bröckelig und läßt sich mit dem Messer schneiden. Diese Erscheinung, die man fälschlich „Graphitierung" des Gußeisens nennt, ist eine reine Korrosionserscheinung. Das Eisen wird unter dem Einfluß der Feuchtigkeit bei Gegenwart von Luftsauerstoff allmählich in

7914 $v = 12$

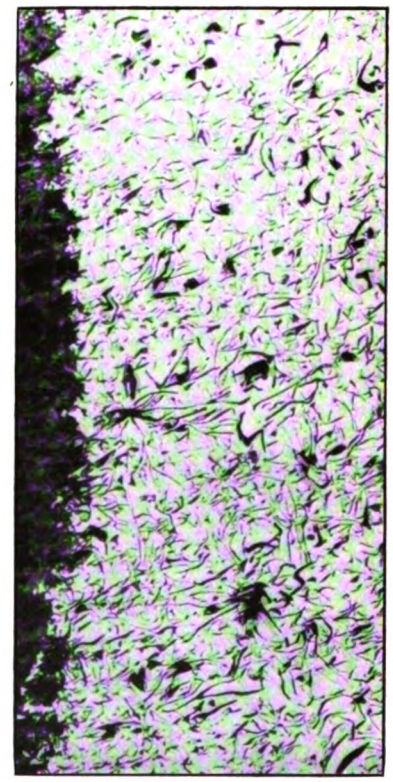


Abb. 17. Graues Gußeisen in feuchtem Erdboden, 15 Monate gelagert.

Rost umgewandelt, der Rost lagert sich zwischen den nicht angegriffenen Graphitblättern ab und verdichtet sich dort allmählich, vermutlich auch unter Mitwirkung gewisser Salze (z. B. Kalksalze) aus dem Wasser, zu einer mehr oder weniger dichten Masse[2].

Auch hierbei spielt die Menge und Größe der ausgeschiedenen Graphitblätter eine wesentliche Rolle. Ein Eisen mit sehr feiner Graphitverteilung neigt viel weniger

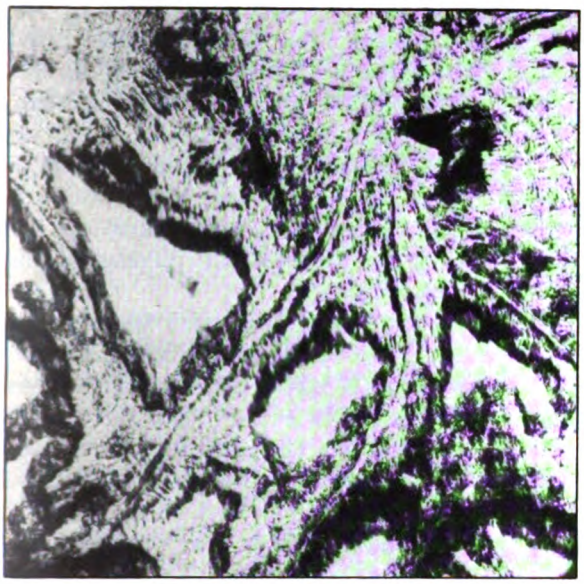
[1] Siehe auch Oberhoffer und Piwowarsky: Wachsen von Gußeisen. Stahl u. Eisen Bd. 45, S. 1173. 1925; Piwowarsky: Wachsen und Schwinden von Gußeisen und der hochwertige Grauguß. Gießerei-Ztg. 1925, S. 371, 414. O. Bauer und K. Sipp: Der Einfluß von Kohlenstoff, Mangan und Silizium auf das Wachsen des Gußeisens. Die Gießerei Nr. 41 und 42. 1928.

[2] O. Bauer und E. Wetzel: Zersetzungserscheinungen an Gußeisen. Ferrum 1916/17, H. 1 u. 2.

Digitized by Google

u dieser Zersetzung, als tiefgraues Eisen mit groben raphitblättern. Die groben Graphitblätter saugen, ver-utlich infolge einer gewissen Kapillarwirkung, die euchtigkeit an und befördern sie in das Innere des isens. Abb. 17 zeigt in 12facher Vergrößerung ein efgraues Gußstück, das 15 Monate in feuchtem Erd-oden gelegen hatte. Der Schliff war nur poliert (nicht ätzt), die zersetzte Schicht erscheint im Lichtbild unkel. Abb. 18 zeigt in 200facher Vergrößerung den bergang von zersetztem zu nicht zersetztem Material.

44 $v = 200$



b. 18. Übergang von zersetztem zu nichtzersetztem Material. (Siehe auch Abb. 17.)

Die Zersetzung folgt vorwiegend den Graphitblättern d verbreitet sich, von ihnen ausgehend, nach allen iten.

Konzentrierte Schwefelsäure greift Eisen nicht an, kann daher ohne Gefahr in eisernen Gefäßen auf-wahrt oder transportiert werden. Bei tiefgrauem Guß-en mit groben Graphitblättern wird jedoch die Schwe-säure, wie oben, vom Graphit angesaugt. Tritt nun B. beim Entleeren und Reinigen des Gefäßes Feuch-keit hinzu, so beginnt eine tiefgehende Zerstörung s Gußeisens. Abb. 19 ($v = 2{,}4$) zeigt den Querschliff es tiefgrauen Gußeisens, das im Betriebe mit kon-ntrierter Schwefelsäure in Berührung gestanden hatte. e Schwefelsäure war bis zu 2,5 mm tief in das Eisen gedrungen. Analytisch konnten in der zersetzten hicht 0,214% Sulfatschwefel (0,54% SO_3) nach-wiesen werden.

Im Gußeisen mit feiner Graphitausscheidung ist die fahr der Zerstörung naturgemäß erheblich geringer.

Meine Herren! Ich komme zum Schluß. Durch ine ganzen Ausführungen hat sich wie ein roter oder besser gesagt, wie ein schwarzer Faden der Graphit gezogen. Wir sahen, daß die üblichen Begleitstoffe des Gußeisens nur insofern von Einfluß auf die mechanischen Eigenschaften sind, als sie Einfluß auf die Graphitausscheidung haben.

8137 $v = 2{,}4$

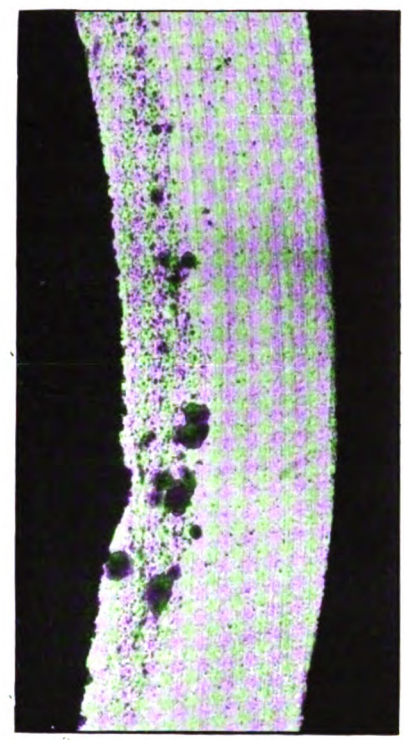


Abb. 19. Durch Schwefelsäure zersetztes Gußeisen.

Wir sahen, daß die durch verschiedene Abkühlung bedingten Abmessungen der Graphitblätter ein Gußeisen bei sonst gleicher chemischer Zusammensetzung bei feiner Graphitverteilung zu einem hochwertigen und bei grober Graphitausbildung zu einem durchaus minderwertigen Werkstoff stempeln können. Wir sahen, daß Versuche, durch Legierungszusätze eine wesentliche Qualitätssteigerung zu erzielen, immer nur einen Sinn haben unter gleichzeitiger Berücksichtigung ihres Einflusses auf die Graphitausscheidung.

Wir sahen ferner, daß auch der Einfluß erhöhter Temperaturen in erster Linie mit Rücksicht auf die nachträgliche Graphitausscheidung für die Technik von Bedeutung ist und daß schließlich der Graphit sogar auf die Korrosionsbeständigkeit des Gußeisens maßgebenden Einfluß ausübt.

Wir können daher den Satz aufstellen:

Die Beherrschung und Regelung der Eigenschaften des grauen Gußeisens steht und fällt mit der Beherrschung und Regelung der Graphitausscheidung während und nach der Erstarrung.

Digitized by Google

Flußstähle mit geringer Alterungseigenschaft.

Von O. Bauer[1].

Die Anforderungen, die der Großbetrieb an die Hochleistungskessel stellt, sind in den letzten Jahrzehnten sprunghaft gestiegen. Das beste Material ist gerade noch gut genug, um die Anforderungen zu erfüllen. Unsere Kesselblech erzeugende Großeisenindustrie trägt diesem Umstand, soweit es sich um die Erzeugung und Lieferung eines Materials mit guten Festigkeitseigenschaften handelt, weitgehend Rechnung. Soweit mir bekannt, mußten nur ganz vereinzelt in den letzten Jahren Kesselbleche wegen ungünstiger Festigkeitseigenschaften bei der Abnahme zurückgewiesen werden. Weder die „Werkstoffvorschriften für Landdampfkessel" des Deutschen Dampfkessel-Ausschusses noch die „Richtlinien für die Anforderungen an den Werkstoff und Bau von Hochleistungsdampfkesseln" der Vereinigung der Großkesselbesitzer schreiben jedoch Angaben über die chemische Zusammensetzung des Werkstoffes vor. Es schien erwünscht, auch über die durchschnittliche chemische Zusammensetzung der Kesselbleche Material zu sammeln. Auf meine Anregung hin entschloß sich im Jahre 1925 die Vereinigung der Großkesselbesitzer gemeinsam mit dem Wasserrohrkesselverband, von den ihnen nahestehenden Kesselbaufirmen Analysenproben von den neu bestellten Blechen einzufordern. Die Späne wurden im Staatl. Materialprüfungsamt chemisch untersucht. Bis Ende Juli d. J. waren 260 Analysenproben eingegangen; da in der Regel (jedoch nicht immer) je eine Probe vom Kopf und eine vom Fuß der Bleche entnommen war, so entsprechen die 260 Analysen etwa 130 Blechen.

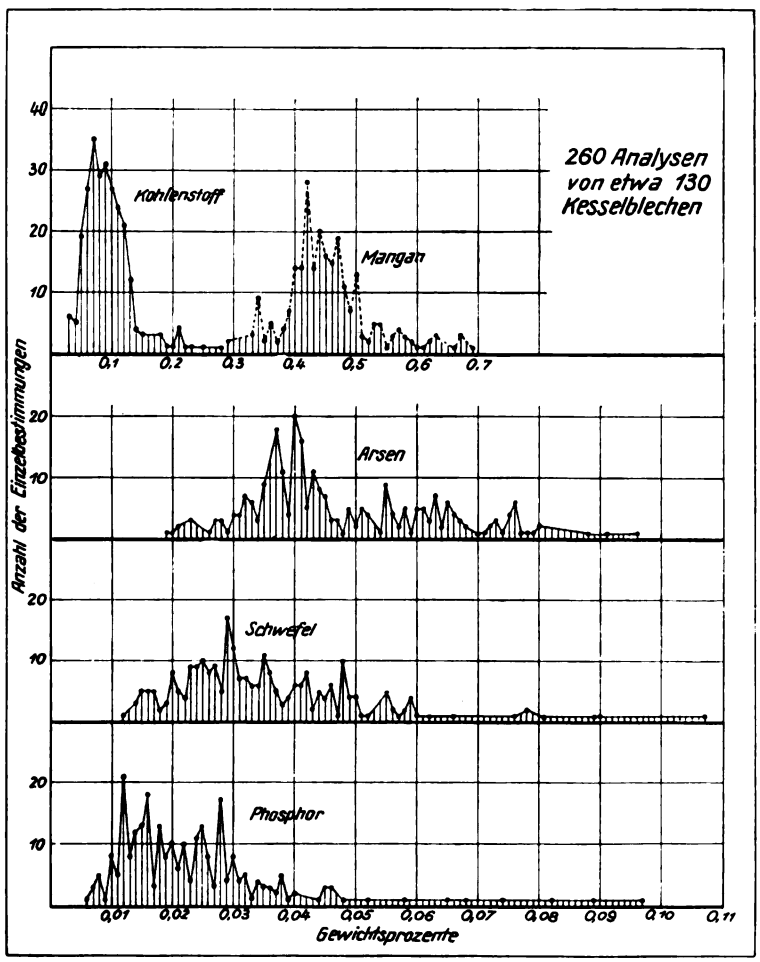


Abb. 1.

Diese Zahl ist gegenüber der großen Zahl der zu Dampfkesseln verarbeiteten Bleche gewiß nur sehr gering[1], die Analysen geben aber schon heute einen Überblick über den Reinheitsgrad einer Anzahl tatsächlich zum Bau von Dampfkesseln verwendeter Bleche.

In Abb. 1 habe ich die Analysenergebnisse nach Art der Großzahlforschung graphisch aufgetragen:

Aus Abb. 1 ergibt sich folgendes:

1. Die Kohlenstoffgehalte der untersuchten 130 Bleche liegen in der Hauptsache zwischen 0,05 und 0,13% C, in der Mehrzahl jedoch noch unter 0,1%, es handelt sich also in der Hauptsache um weiche Bleche, nur vereinzelt sind auch härtere Bleche bis höchstens 0,28% C zur Verwendung gekommen.

2. Die Mangangehalte liegen wie üblich zwischen 0,4 und 0,5% Mn. Vereinzelt finden sich auch Bleche mit geringeren und mit höheren Mangangehalten.

3. Die Phosphorgehalte sind in der bei weitem überwiegenden Mehrzahl als sehr niedrig zu bezeichnen, sie liegen in der Hauptsache zwischen 0,012 und 0,028% P. Einige Bleche hatten sogar weniger als 0,01% P. Höhere Gehalte als 0,05 stellen nur vereinzelte Ausnahmen dar; immerhin ist es wünschenswert, daß auch solche Ausnahmen allmählich völlig verschwinden, ist doch der Phosphor der gefährlichste und damit auch am wenigsten erwünschte Begleiter des Flußstahls.

4. Die Schwefelgehalte liegen im allgemeinen etwas über den Phosphorgehalten. Die Mehrzahl der Bleche weist Schwefelgehalte auf, die zwischen 0,02 und 0,048 liegen. Einige Bleche haben auch weniger als 0,02 und einige etwas höhere Gehalte als 0,05. Auch hier treten vereinzelte Ausnahmen mit hohen Schwefelgehalten auf.

5. Wir haben bei diesen Untersuchungen auch die Arsengehalte mitbestimmt, obgleich man im allgemeinen in der Praxis Arsenbestimmungen im Flußeisen und Flußstahl nicht auszuführen pflegt. Es hat sich gezeigt, daß Arsen genau wie Phosphor und Schwefel der ständige Begleiter eines jeden Flußstahles ist. Die größere An-

[1] Original: Mitt. d. Vereinigung der Großkesselbesitzer E. V. Nr. 15, 20. Nov. 1927. Als Vortrag gehalten auf der 16. ordentlichen Mitgliederversammlung der Vereinigung am 7. Sept. 1927 in Düsseldorf.

[1] Die Untersuchungen werden weitergeführt.

Digitized by Google

ahl der Bleche weist Arsengehalte auf, die zwischen ,035 und 0,045% liegen, mehrfach finden sich auch rsengehalte bis 0,065 und 0,076%, und schließlich treten och ganz vereinzelt einige Proben mit recht hohen Gealten auf.

Der mittlere Arsengehalt liegt hiernach bei den unrsuchten Proben im allgemeinen höher als der mittlere chwefel- und vor allem als der mittlere Phosphorgehalt. in Zusammenhang zwischen den Arsengehalten und en Phosphor- oder Schwefelgehalten besteht nicht. roben mit sehr niedrigen Phosphor- oder Schwefelhalten wiesen mitunter reichliche Arsengehalte und ngekehrt auf.

Ich habe für die zahlenmäßige Bewertung der Höhe s Arsengehaltes den gleichen Maßstab wie für Phosphor nd Schwefel angelegt; ob dieses berechtigt ist oder nicht, eht noch keineswegs fest, wissen wir doch über die Wirng eines betsimmten Arsengehaltes auf die Eigenhaften des Eisens nur sehr wenig. Der Altmeister der isenhüttenkunde Ledebur sagt, „da ein Arsengehalt n mehr als 0,1% nur selten vorkommt, besitzt der nfluß des Arsens auf die Festigkeitseigenschaften nur schränkte Bedeutung". Mars bringt in seinem Werk e „Spezialstähle" nur einige kurze Angaben über hohe rsengehalte. Zum Schluß schreibt er (nach Arbeiten n Liedgens), „daß Arsen zwar nicht mehr als gehrlicher Begleiter des Flußeisens, wofür er bisher galt, scheine, daß aber andererseits die Anwendung des rsens keine besonderen Vorteile biete und somit die Verndung des Arsens zur Stahlherstellung als ausgehlossen zu betrachten sei".

Oberhoffer schweigt sich in seinem Werk „Das chnische Eisen" über die Wirkung eines Arsengehaltes nz aus.

Systematische Untersuchungen fehlen völlig, namenth wissen wir noch gar nichts darüber, ob Arsen, das n Eisen ähnlich wie Phosphor bis zu etwa 1,7% als schkristall aufgenommen wird, die schädliche Wirng des Phosphors verstärkt oder vielleicht auch herabndert.

Solange nicht der Beweis des Gegenteils erbracht ist, nnen wir nach obigen Ausführungen annehmen, daß sengehalte innerhalb der gefundenen Mengen auf die stigkeitseigenschaften ohne besonderen Einfluß sind.

Ich habe bereits vor längerer Zeit in Ihrem Kreise geregt, über den Einfluß des Arsens Untersuchungen zustellen. Bisher sind die geplanten Untersuchungen der Schwierigkeit, geeignetes Probenmaterial zu erlten, gescheitert.

Für den Analytiker ist die Arsenfrage insofern von chtigkeit, als die Phosphorbestimmung, sofern das sen nicht vorher entfernt wird, etwas höhere Werte ibt, da je nach dem Arbeitsverfahren mehr oder niger Arsen als Phosphor mitbestimmt wird. Das terial erscheint also etwas phosphorreicher als es in rklichkeit ist.

Schließlich möchte ich noch bemerken, daß die Ansenheit von Arsen nicht etwa eine besondere Eigenmlichkeit des deutschen Flußeisens oder Stahls ist, ndern daß Arsengehalte in der gleichen Größenordng auch stets in den Kesselbaustoffen anderer Länder vorkommen. Bei amerikanischen Blechen fanden wir Arsengehalte zwischen 0,013 und 0,021%, bei englischen Blechen 0,036 und 0,054%.

Zusammenfassend kann man wohl sagen, daß das Ergebnis der chemischen Untersuchung der 130 Kesselbleche bezüglich des Phosphor- und Schwefelgehaltes mit einigen wenigen Ausnahmen als befriedigend anzusehen ist; hinsichtlich des Arsengehaltes wäre es jedoch wünschenswert, durch systematische Untersuchungen auch hier völlige Klarheit zu schaffen.

Trotz der sorgfältigen Herstellung und der scharfen Auswahl bei der Abnahme des für den Kesselbau verwendeten Materials und trotz sorgfältigster Herstellung des Kessels selbst treten doch gelegentlich immer wieder nicht nur bei uns, sondern überall in der Welt, wo Dampfkessel stehen, Schäden auf. Ein charakteristisches Kennzeichen solcher Schäden ist die Bildung radial zum Nietloch verlaufender feiner Haarrisse, die unter den Beanspruchungen des Betriebes immer tiefer in das Blech eindringen, von Nietloch zu Nietloch überspringen und schließlich, wenn sie nicht rechtzeitig bemerkt werden, zu einer Kesselexplosion führen können. Diese Rißbildungen hängen, wie durch zahlreiche Untersuchungen von Baumann, Goerens, Bauer, Straus, Fry u. a. nachgewiesen ist, ursächlich mit einer vorausgegangenen, bei der Kesselherstellung vielfach nur schwer zu vermeidenden örtlichen Kaltreckung zusammen. Über alle diese Fragen ist in Ihren Kreisen schon sehr eingehend gearbeitet und gesprochen worden, ich weise hier nur kurz auf die Arbeiten von Baumann über die schädliche Wirkung zu hohen Nietdruckes beim Nieten hin.

Unser übliches normales Kesselblechmaterial ist eben empfindlich gegen Kaltreckung oder Kaltstauchung, wenngleich schon von verschiedener Seite darauf hingewiesen wurde, daß nicht alle Materialien den gleichen Grad der Empfindlichkeit aufweisen.

Zu dieser Empfindlichkeit an sich, die in erhöhter Sprödigkeit zum Ausdruck kommt, treten noch die Alterungserscheinungen, die sich darin äußern, daß die durch Kaltreckung oder Quetschung bedingte Steigerung der Sprödigkeit nicht unmittelbar nach erfolgter Kaltreckung ihren Höchstwert erreicht, sondern erst nach einer gewissen Zeit. Die Alterungsgrenze (der Höchstwert der Sprödigkeit) wird bei Zimmertemperatur je nach der Art des Materials etwa nach einem Jahr oder nach noch längerer Zeit erreicht, wesentlich schneller (in 1 bis 2 Stunden) durch Anlassen bei niedrigen Wärmegraden.

Der Nachweis der durch Kaltreckung und Alterung erzielten Verschlechterung der Materialeigenschaften geschieht am besten mittels des Kerbschlagversuches, und zwar mit Rücksicht auf die vielfach nur örtlich auftretende Materialverschlechterung, z. B. in der Umgebung der Nietköpfe, unter Verwendung kleiner Probestäbe und eines 10 mkg Pendelschlagwerkes. Die Abmessungen solcher Kerbschlagproben zeigt Abb. 2.

Ein typisches Beispiel für die Verschlechterung der Materialeigenschaften durch Quetschung infolge zu hohen Nietdruckes und fehlerhaften Verstemmens ist das

Digitized by Google

folgende[1]: Eine Schiffskesselplatte von einem seit 1891 im Betrieb befindlichen Schiffskessel war im Februar 1917 bei der Wasserdruckprobe (8 Atm. Druck) über

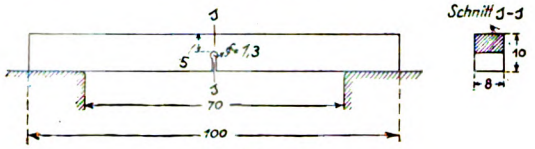


Abb. 2.

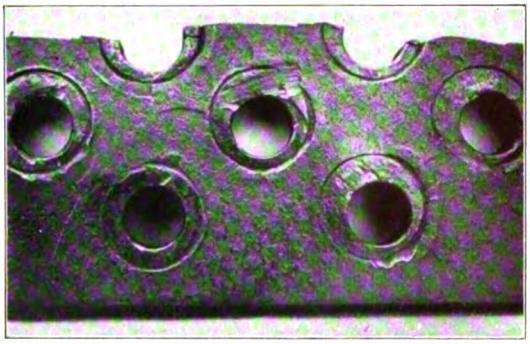
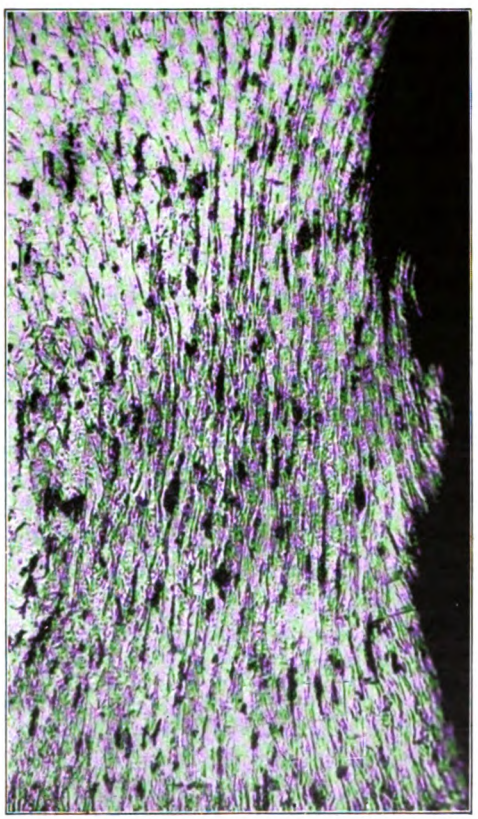


Abb. 3. Gerissene Schiffskesselplatte.

den größeren Teil der äußeren Nietlochreihe aufgerissen. Abb. 3 zeigt einen Ausschnitt aus dem Blech. Rings um die Nietlöcher finden sich Druckstellen, die teilweise bis zu 2 mm tief gehen. Abb. 4 zeigt das Kleingefüge



$v = 200$

Abb. 4. Verquetschtes Gefüge unter einem Nietkopf.

unter einer Druckstelle. Das Bild läßt starke Kaltreckung erkennen. Abb. 5 ist an einer Stemmrille auf-

[1] O. Bauer: Untersuchung einer gerissenen Schiffskesselplatte, Fehlerhaftes Verstemmen der Nieten. Mitt. a. d. Materialprüfungsamt 1917, H. 4 u. 5, S. 195.

genommen. Es sind förmliche Überlappungen eingetreten, die wie Kerbe wirken. Die Analyse hatte 0,097% Phosphor und 0,06% Schwefel bei 0,12% Kohlenstoff ergeben, es handelte sich demnach um ein verhältnismäßig minderwertiges Blech, wie es jetzt im Kesselbau nicht mehr Verwendung finden dürfte. Die Kerbzähigkeit war entsprechend dem hohen Phosphorgehalt an und für sich nicht hoch, sie betrug nur etwa 7 mkg/qcm. Bemerkenswert ist aber, daß die ungünstigen Materialeigenschaften beim Zugversuch nicht deutlich zum Ausdruck kamen. Die Zugfestigkeit betrug 42 kg/qmm bei immer noch 22,6% Dehnung.

Innerhalb der Nietlochreihen konnten Zugproben nicht entnommen werden; die Kerbschlagversuche er-

$v = 100$

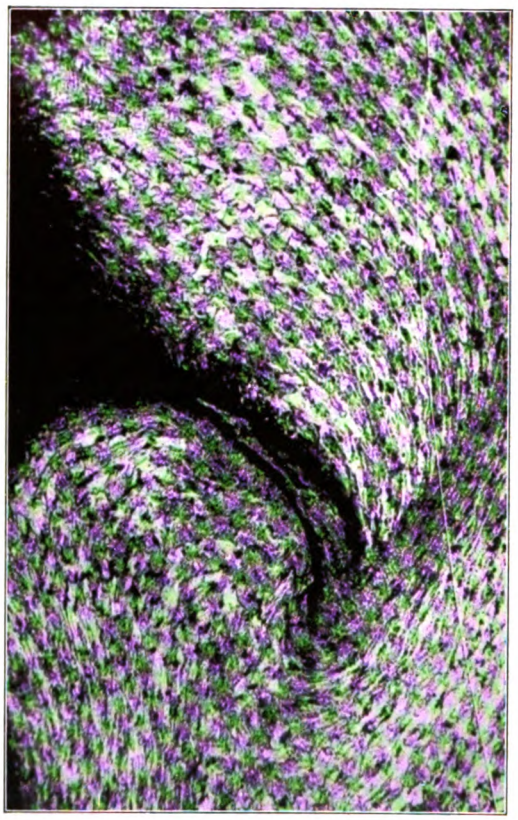


Abb. 5. Verquetschung unter einer Stemmrille.

gaben hier nur noch eine Schlagarbeit von 3 bis 3,6 mkg/qcm. Das Material war also durch die beim Nieten erfolgte Quetschung in hohem Maße spröde geworden.

Um nun jederzeit den Nachweis führen zu können, ob ein Material besonders empfindlich gegenüber örtlicher Kaltreckung oder Quetschung ist und bei welcher Anlaßtemperatur die „Alterungsgrenze", also das Höchstmaß der Sprödigkeit, erreicht wird, wurde folgendes Verfahren (nach O. Bauer) im Amt ausgearbeitet:

Aus dem zu prüfenden Blech usw. werden Probestreifen 8×12 mm Querschnitt entnommen und unter Verwendung eines besonderen Druckstückes nach Abb. 6 in der Mitte über eine Länge von etwa 33 mm um 2 mm zusammengedrückt. Nunmehr werden die Proben je 2 Stunden lang bei steigenden Temperaturen angelassen und darauf durch Abhobeln der überstehenden Teile (s. Abb. 7) auf den Querschnitt 10×8 mm gebracht. Nach

Digitized by Google

Herstellung des Kerbes können die Proben geschlagen werden.

Die ersten Versuche dieser Art wurden mit dem gleichen Schiffskesselblech ausgeführt, das ich vorhin erwähnt hatte. In Abb. 8 sind die Versuchsergebnisse graphisch aufgetragen.

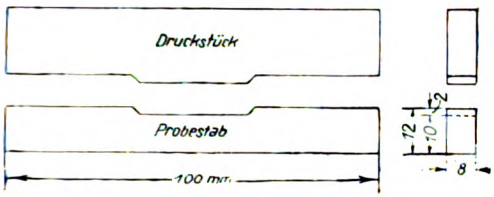


Abb. 6.

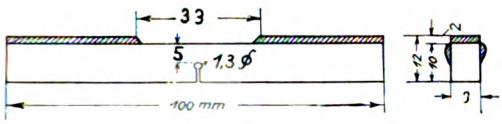


Abb. 7.

Wie Abb. 8 zeigt, ist durch das Zusammendrücken um etwa 2 mm (etwa der Tiefe der Stemmrillen in Abb. 3 entsprechend) die Kerbzähigkeit des Materials auf 0,8 mkg/qcm herabgedrückt worden. Durch Anlassen bei steigenden Wärmegraden wurde sie weiter erniedrigt

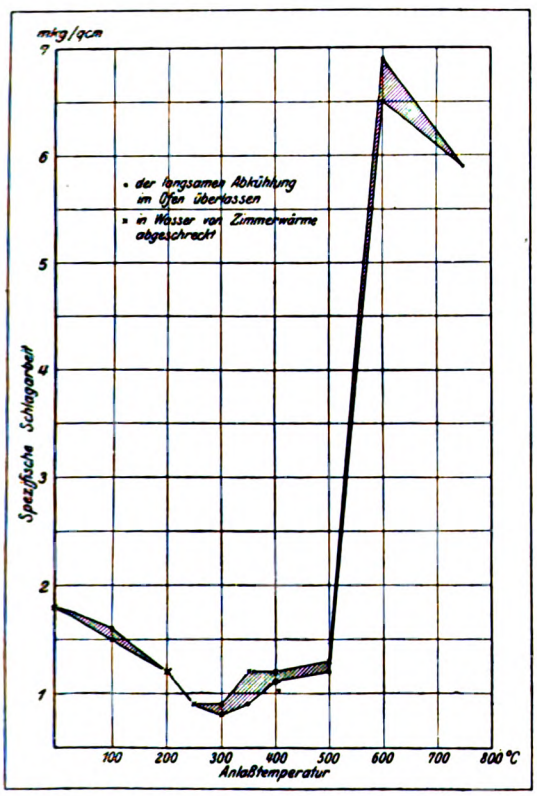


Abb. 8. Schiffskesselblech, nach Abb. 6 und 7 gequetscht und dann angelassen.

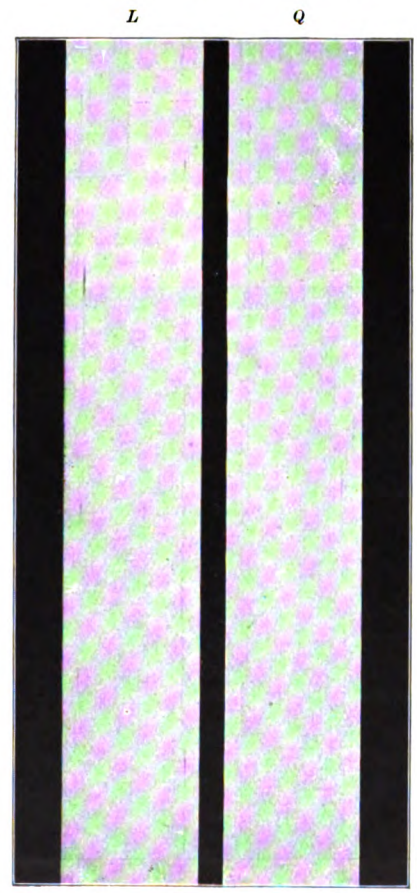
l erreichte bei Anlaßtemperaturen zwischen 250 und ° den Niedrigstwert (0,8 bis 0,9 mkg/qcm). Das terial war also ganz außerordentlich spröde geden. Bei höheren Anlaßgraden stieg die Kerbzähigt anfangs langsam und erreichte bei 600° Anlaßtempeır sprunghaft wieder den Anfangswert. Das Material gte also die typischen Kennzeichen des Alterns. Da ich bei diesen Versuchen um ein Material mit hohem Phosphorgehalt handelte, so habe ich in Gemeinschaft mit meinem Mitarbeiter Prof. Dr. Vollenbruck noch drei weitere Kesselbleche A, B und A 2 U normaler chemischer Zusammensetzung nach dem gleichen Verfahren untersucht. Die Bleche A und B waren den Beständen des Amtes entnommen, Blech A 2 U war uns von der Firma Krupp zur Verfügung gestellt. Die Blechdicken betrugen:

Blech A = 26 mm,
„ B = 14 mm,
„ A 2 U = 30 mm.

Die chemische Zusammensetzung dieser drei Bleche ist in Tabelle 1 mitgeteilt:

Tabelle 1.

	Blech A hartes Blech %	Blech B weiches Blech %	Blech A 2 U weiches Blech %
Kohlenstoff	0,28	0,02	0,07
Silizium	Spur	Spur	Spur
Mangan	0,50	0,39	0,35
Phosphor	0,019	0,026	0,009
Schwefel	0,041	0,031	0,014
Kupfer	0,13	0,09	0,14
Nickel	0,01	—	—
Chrom	0,03	—	—
Arsen	0,019	0,045	0,028



$v = 1$ (verkl.)

Abb. 9. Blech A. L = Längsschliff, Q = Querschliff.

Blech A ist hiernach ein „hartes Blech" mit 0,28% Kohlenstoff. Die Bleche B und A 2 U sind weiche Bleche mit weniger als 0,1% Kohlenstoff. Bezüglich der sonstigen chemischen Zusammensetzung ist nichts zu be-

Digitized by Google

merken, insbesondere sind die Phosphorgehalte bei allen drei Blechen sehr niedrig.

Die Abb. 9, 10 und 11 zeigen Längs- und Querschliffe der drei Bleche nach Ätzung mit Kupferammoniumchlorid. Ausgesprochene Zonenbildung infolge Seigerung ist bei keinem Blech vorhanden. Alle drei Schliffe lassen jedoch schwache Streifenbildungen erkennen, die zum Teil mit schwachen örtlichen Seigerungen zusammenhängen, zum Teil auf Blasenbildungen im

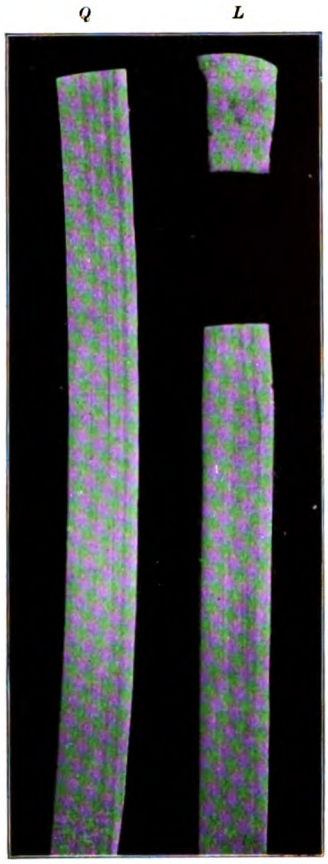


Abb. 10. Blech B. *L* = Längsschliff, *Q* = Querschliff. *v* = 1 (verkl.)

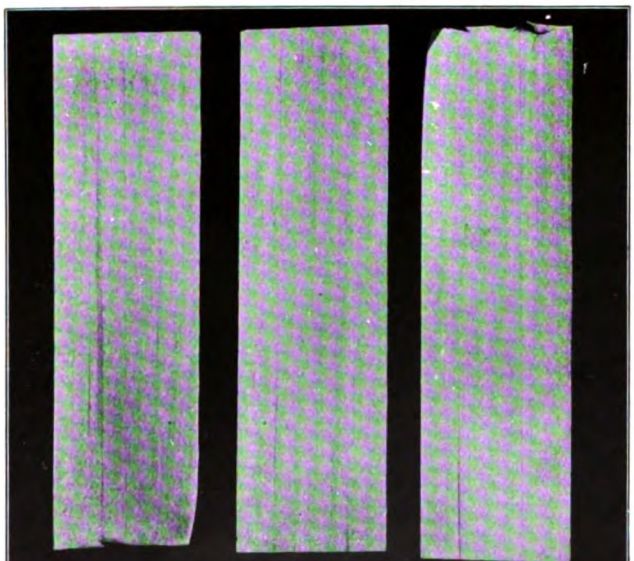


Abb. 11. Blech A 2 U. *v* = 1 (verkl.).

Gußblock hindeuten. Vom Blech A 2 U wurde parallel zur Blechoberfläche eine 7,5 mm dicke Schicht abgehobelt. Die auf diese Weise entstandene Fläche ist in Abb. 12 wiedergegeben. Das Bild läßt zahlreiche, durch das Abhobeln freigelegte Schlieren und zusammengepreßte Blasenhohlräume erkennen. Es handelt sich offenbar um ein sogenanntes „unruhiges" Material.

Zunächst wurden mit nicht gequetschten Proben Kerbschlagversuche im Zustand der Einlieferung ins Amt und nach dem Ausglühen ausgeführt.

In Tabelle 2 sind die Ergebnisse zusammengestellt.

Das harte Blech A weist recht niedrige, die weichen Bleche B und A 2 U (insbesondere in der Walzrichtung) hohe spezifische Schlagarbeiten auf[1]. Die Ergebnisse der Kerbschlagversuche mit gequetschten und bei verschiedenen Temperaturen angelassenen Probestäben sind in den Tabellen 3 und 4 zusammengestellt und in den Abb. 13 und 14 graphisch aufgetragen.

Aus den Abb. 13 und 14 geht folgendes hervor:

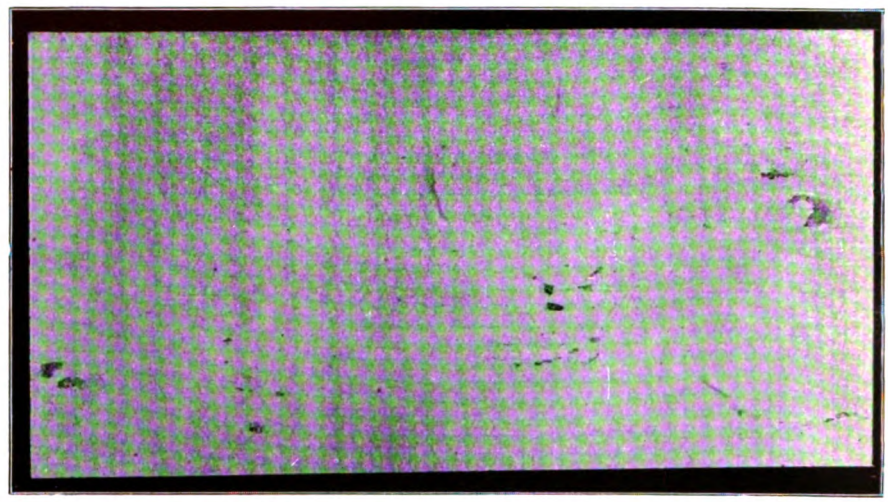


Abb. 12. Blech A 2 U; 7,5 mm von der Oberfläche abgehobelt. *v* = 1 (verkl.)

Durch das Quetschen wurde die Schlagarbeit bei Material A und B auf 1,6 bzw. 1,7 mkg/qcm, bei Material A 2 U auf 2 mkg/qcm heruntergedrückt. Nach dem Anlassen bei steigenden Temperaturen sank die Kerbzähigkeit weiter.

Der Tiefstwert wurde bei allen drei Blechen zwischen 250 bis 350° Anlaßtemperatur erreicht, von da ab stieg die Schlagfestigkeit zunächst nur ganz langsam an. Bei den Blechen A und B wurden bereits bei 600° Anlaßtemperatur gute Kerbzähigkeitswerte erzielt, bei Material A 2 U erst bei 650°[2].

Der Typus der Kurvenzüge ist genau der gleiche wie bei dem erst besprochenen Kesselblech mit hohem Phosphorgehalt (Abb. 8).

[1] Im Zusammenhang mit obigen Versuchen mag noch erwähnt werden, daß beim Ausglühen oberhalb der Umwandlungstemperaturen der Eisenkohlenstofflegierungen die Abkühlungsgeschwindigkeit der ausgeglühten Probestäbe von großem Einfluß auf ihre Kerbzähigkeit ist. Die höchste Kerbzähigkeit wird erreicht, wenn die Abkühlung an der Luft erfolgt; läßt man die Proben im Ofen langsam erkalten, so ergeben die meisten Materialien z. T. beträchtlich niedrigere Werte für die spezifische Schlagarbeit. Bei Glühungen unterhalb der Umwandlungstemperaturen ist die Abkühlungsgeschwindigkeit ohne deutlichen Einfluß auf die Kerbzähigkeit.

[2] Auch diese Versuche zeigen, daß sich nicht alle Materialien gleich verhalten.

Digitized by Google

ıbelle 2. Kerbschlagversuche mit den Blechen A, B und A 2 U.

laterial	Zustand des Materials und Lage der Probestäbe im Blech	Spezifische Schlagarbeit mkg/qcm Mittel aus 3—4 Einzelbestimmungen
A 28 % C	½ Stunde bei 900° ausgeglüht und an der Luft abgekühlt	
	in der Walzrichtung . . .	6,2
B)2 % C	½ Stunde bei 900° ausgeglüht und an der Luft abgekühlt	
	in der Walzrichtung . . .	13,5
	quer zur Walzrichtung . .	10,9
A 2 U)7 % C	Anlieferungszustand	
	in der Walzrichtung . . .	13,7
	quer zur Walzrichtung . .	12,8
	½ Stunde bei 900° ausgeglüht und im Ofen der Abkühlung überlassen	
	in der Walzrichtung . . .	12,5
	quer zur Walzrichtung . .	11,5

belle 3. Material A (hartes Blech) und Material B eiches Blech). (Proben vor dem Quetschen ½ Stunde bei 900° ausgeglüht.) Siehe Abb. 13.

Material A zifische Schlagbeit mkg/qcm telwerte aus je Einzelbestimmungen)	Proben entnommen	Nach dem Quetschen 2 Stunden angelassen bei	Proben entnommen	Material B Spezifische Schlagarbeit mkg/qcm (Mittelwerte aus je 3 Einzelbestimmungen)
1,6	In der Walzrichtung	nicht angelassen	Quer zur Walzrichtung	1,7
1,4		100°		1,4
1,0		200°		1,1
0,9		250°		1,0
1,0		300°		0,9
1,1		350°		0,8
1,1		400°		1,1
1,5		500°		1,8
6,2		600°		7,2
6,0		750°		6,8
5,6		850°		5,2
5,7		900°		5,7
		600°	In der Walzrichtung	12,3
		750°		9,1
		850°		8,6
		900°		11,9

Alle untersuchten Materialien sind demnach in hohem Be empfindlich gegen Kaltreckung (Quetschung). Die rungsgrenze (Mindestwert der Kerbzähigkeit) liegt je h der Art des Materials zwischen 250 und 350° Anhitze.

Die Erreichung der Alterungsgrenze ist jedoch nicht eine Funktion der Temperatur, sondern auch der , wie das folgende Beispiel sehr deutlich zeigt.

Aus einem Blechmaterial, das im ausgeglühten Zud 12,2 mkg/qcm spezifische Schlagarbeit aufwies, den Probestäbe entnommen, wie oben beschrieben uetscht und teils unmittelbar nach dem Quetschen, nach bestimmten Zeitabständen mittels des 10 mkg delschlagwerkes geprüft. Endlich wurden noch ge Probestäbe, nachdem sie 360 Tage bei Zimmerne gelagert hatten, 2 Stunden bei 250° angelassen darauf geprüft. Dieser letzte Versuch sollte zeigen, eine 360tägige Lagerung bei Zimmerwärme ausgeit hätte, um die Alterungsgrenze zu erreichen. In Tabelle 5 sind die Versuchsergebnisse zusammengestellt[1].

Tabelle 4. Material A 2 U. (Proben vor dem Quetschen ½ Stunde bei 900° ausgeglüht.) Siehe Abb. 14.

Spezifische Schlagarbeit mkg/qcm (Mittelwerte aus 2 bis 4 Einzelbestimmungen)	Probe entnommen	Nach dem Quetschen 2 Stunden angelassen bei	Probe entnommen	Spezifische Schlagarbeit mkg/qcm (Mittelwerte aus 2 bis 4 Einzelbestimmungen)
2,0	In der Walzrichtung	nicht angelassen	Quer zur Walzrichtung	2,0
1,7		50°		2,1
1,8		100°		1,8
1,7		150°		1,6
1,5		200°		1,5
1,4		250°		1,4
1,5		300°		1,5
1,6		350°		1,5
1,8		400°		1,6
1,9		450°		1,7
2,0		500°		2,1
2,1		550°		2,2
2,2		600°		2,2
13,0		650°		12,1
13,5		700°		12,6
12,5		750°		11,3
11,0		800°		10,1
10,5		850°		9,8
13,7		900°		13,4

Die Zahlenangaben in Tabelle 5 sind Mittelwerte aus je 5 bis 6 Einzelwerten.

Tabelle 5. Ergebnisse der Kerbschlagversuche mit gequetschten Probestäben nach verschieden langer Lagerzeit.

Gequetscht und	Spezifische Schlagarbeit mkg/qcm
am gleichen Tage geprüft	6,3
1 Tag bei Zimmerwärme gelagert	4,7
7 Tage „ „ „	4,4
30 Tage „ „ „	4,3
90 Tage „ „ „	3,5
180 Tage „ „ „	3,3
360 Tage „ „ „	3,2
360 Tage „ „ „ und darauf 2 Stunden bei 250° angelassen	2,0

Unmittelbar nach dem Quetschen fiel bei diesem Material die Schlagarbeit von 12,2 zunächst nur auf 6,3. Jedoch schon am nächsten Tage war der Abfall erheblich stärker. Mit der Zeit sank die Schlagarbeit immer weiter und erreichte nach 360 Tagen den Wert von 3,2 mkg/qcm. Die „Alterungsgrenze" war jedoch immer noch nicht erreicht, wie die weitere Herabminderung der Kerbzähigkeit nach dem Anlassen bei 250° zeigte. Der jetzt gefundene Mindestwert von 2 mkg/qcm dürfte für dieses Material als der „Alterungsgrenzwert" anzusehen sein.

Anläßlich Ihrer Tagung in Hannover[2] hatte ich ferner gezeigt, daß schon das Kaltbiegen der Kesselschüsse je nach dem Biegungsradius und der Blechdicke eine deutliche Verschlechterung der Materialeigenschaften be-

[1] O. Bauer: Beitrag zur Kenntnis des „Alterns" kaltgereckten Eisens. Mitt. d. Materialprüfungsamtes 1921, H. 3 u. 4, S. 251.

[2] Am 9. Mai 1922.

Digitized by Google

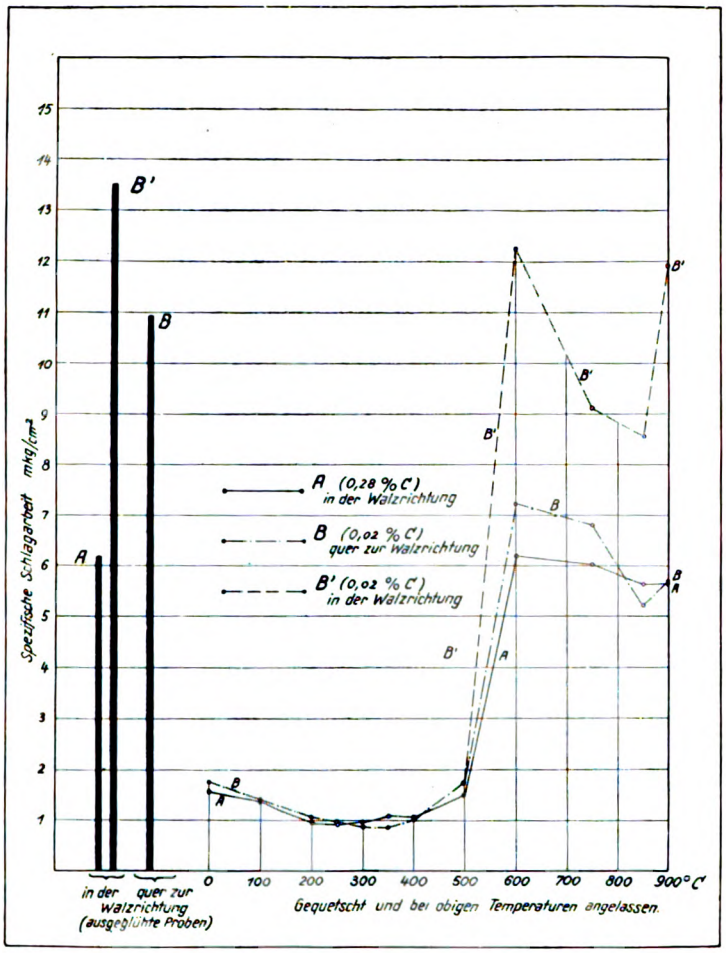


Abb. 13. Blech A und B. Kerbzähigkeiten nach Quetschung und nach dem Anlassen bei verschiedenen Temperaturen.

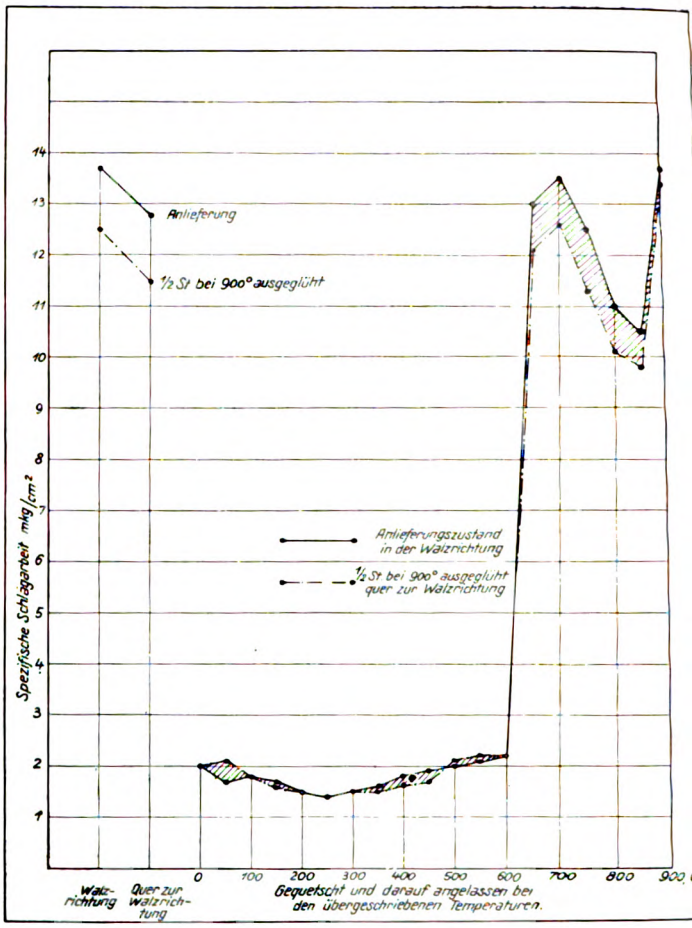


Abb. 14. Blech A 2 U. Kerbzähigkeiten nach Quetschung und nach dem Anlassen bei verschiedenen Temperaturen.

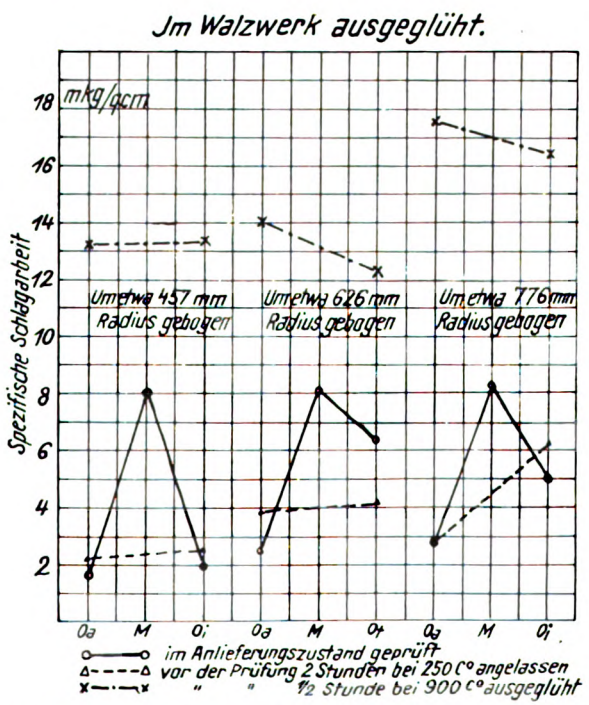


Abb. 15. Zusammenhang zwischen Biegungsradius und Kerbzähigkeit.

dingen kann. Der metallographische Nachweis so geringer Kaltreckungen, wie sie beim Biegen entstehen, ist nicht ohne weiteres möglich; eine sehr gute Handhabe bietet hierzu das Ihnen bekannte Frysche Ätzverfahren.

Die Verschlechterung der Materialeigenschaften kommt jedoch deutlich in der Erniedrigung der Schlagfestigkeit zum Ausdruck, wie Abb. 15 zeigt. Es handelt sich hier um ganz normale Kesselbleche, die im Walzwerk wie üblich geglüht und dann in der Kesselschmiede in üblicher Weise zu Kesselschüssen, jedoch um verschiedene Radien, gebogen waren. Die spez. Schlagarbeit war durch das Biegen um einen Radius von 457 mm in der äußeren (*Oa*) und inneren (*Oi*) Zone unter 2 mkg/qcm heruntergedrückt worden, während sie in der mittleren neutralen Zone (*M*) etwa 8 mkg/qcm betrug. Bei den größeren Biegungsradien 626 und 776 mm war der Abfall in den Zonen *Oa* und *Oi* immer noch sehr groß, jedoch zeigte sich bereits eine deutliche Neigung zum schwachen Ansteigen.

Im ausgeglühten Zustand wiesen die Bleche hohe Schlagarbeiten auf.

Der Stand unserer Erkenntnis in Fragen der Kesselbaustoffe war kurz zusammengefaßt bislang der, daß wir selbst bei Verwendung völlig einwandfreien Materials und bei sorgfältigster Herstellung des Kessels immer mit der Möglichkeit einer Materialverschlechterung durch Kaltreckung zu rechnen hatten, die teils ungewollt beim Nieten und Verstemmen, teils sogar ganz bewußt beim Kaltbiegen der Schüsse eintreten konnte. Unser üblicher Kesselbaustoff, der weiche wie auch der härtere Flußstahl, war eben empfindlich gegen Kaltreckung und Alterung. Mit dieser

Digitized by Google

Tatsache hatte man sich, so gut es eben ging, abzufinden.

Da berichtete Prof. Baumann am 7. IX. 1926 auf der Tagung des Allgemeinen Verbandes der Deutschen Dampfkesselüberwachungsvereine in Zürich über Versuche mit einem neuen von Krupp hergestellten Sonderflußeisen, das nahezu unempfindlich gegen Kaltreckung und Alterung sei. Der Bericht von Baumann wurde durch den Vortrag von Fry anläßlich Ihrer Tagung in Kassel am 17. IX. 1926 bestätigt und ergänzt. In Abb. 16 gebe ich nochmals die Baumannschen Versuchsergebnisse wieder. Sie sind mit Probestäben von 5 bzw. 30 mm Stabbreite, die vorher auf der Zerreißmaschine um 5 bis zu 20% vorgereckt und zum Teil

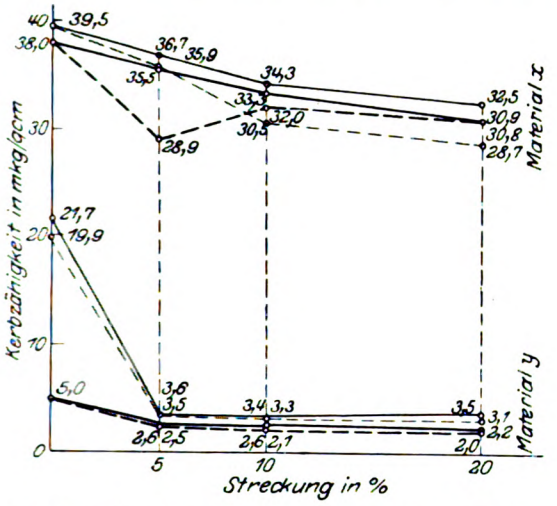


Abb. 16. Kerbzähigkeit von gerecktem normalen Flußeisen (y) und Kruppschem Sonderflußeisen (x), nach R. Baumann.

gealtert waren, erzielt. Der Unterschied in dem Verhalten des neuen Materials x im Vergleich zu dem gewöhnlichen Flußeisen y ist nach diesen Versuchen in der Tat gewaltig.

Die Veröffentlichung dieser Kurven wirkte in den Kreisen der Hersteller und Verbraucher von Dampfkesseln wie eine Bombe. Die größten Hoffnungen knüpften sich daran; ja es wurden sogar Stimmen laut, die der Meinung Ausdruck gaben, man brauche jetzt bei der Herstellung der Kessel gar keine besondere Vorsicht mehr walten zu lassen, man könne den Nietdruck wieder hoch nehmen, wie man wollte, das Verstemmen brauche auch nicht mehr mit so großer Sorgfalt ausgeführt zu werden, man habe ja jetzt einen Kesselbaustoff, der völlig unempfindlich gegen die schädigende Wirkung des Kaltreckens und der Alterung kaltgereckten Materials sei.

Vor solchen übertriebenen Hoffnungen kann nicht scharf genug gewarnt werden. Es wäre ein großer Rückschritt, wollte man jetzt auf Grund der Verwendung des „alterungsbeständigen" Materials bei der Herstellung der Dampfkessel weniger Sorgfalt walten lassen als bisher.

Ich erwähnte bereits kurz, daß die von Baumann und Fry mitgeteilten Versuchsergebnisse mit in der Zugmaschine vorgereckten Probestäben erzielt waren. Das bereits beschriebene Verfahren mit gequetschten Proben (nach O. Bauer) stellt eine erheblich schärfere Prüfung dar, die sich zudem, wenigstens soweit es sich sich um die Beanspruchung der Kesselbleche beim Nieten und Verstemmen handelt, den in der Praxis vorkommenden Verhältnissen besser anpaßt als die Vorreckung in der Zerreißmaschine.

Es ist das Verdienst der Firma Krupp, daß sie sich mit diesen ersten, so günstig ausgefallenen Versuchsergebnissen nach Baumann nicht zufrieden gab, sondern bereitwilligst Material zur weiteren Prüfung auf Herz und Nieren zur Verfügung stellte.

Gestatten Sie mir nun über die Prüfung des Kruppschen alterungsbeständigen Izett-I-Materials nach meinem Verfahren (Quetschprobe) zu berichten[1]:

Zur Verfügung stand ein Kesselblech von 30 mm Wandstärke. Die chemische Zusammensetzung ließ, wie Tabelle 6 zeigt, nichts Auffallendes erkennen:

Tabelle 6. Chemische Zusammensetzung von Izett-I Material.

Kohlenstoff	0,13 %
Silizium	0,02 %
Mangan	0,58 %
Phosphor	0,012%
Schwefel	0,015%
Kupfer	0,19 %
Arsen	0,035%

Zunächst wurde das Material metallographisch untersucht. Abb. 17 zeigt einige Querschliffe nach Ätzung mit Kupferammoniumchlorid. Das Material ist völlig frei von Seigerungsstreifen. Abb. 18 zeigt ein Blechstück nach dem Abhobeln einer 7,5 mm dicken Oberflächenschicht.

Die Fläche erscheint völlig glatt ohne Schlierenbildungen und Gasblasen. Das Kleingefüge zeigt den

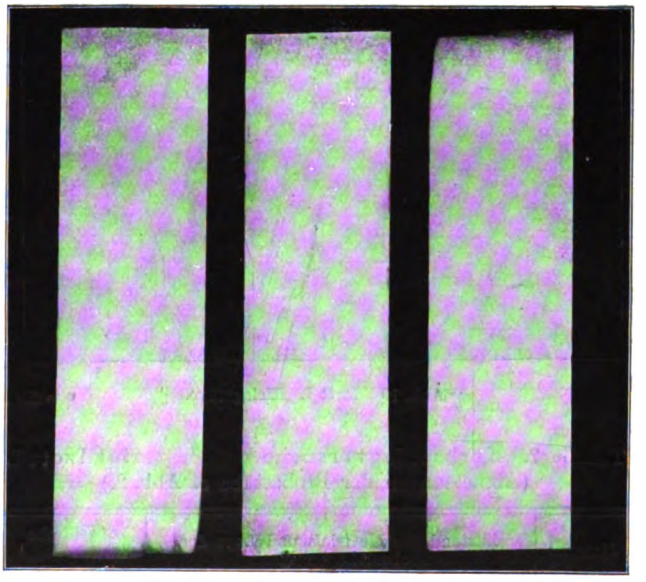


Abb. 17. Querschliffe aus Blech Izett-I. $v = 1$ (verkl.).

üblichen Aufbau kohlenstoffarmen Flußeisens. Es besteht aus Ferrit und wenig Perlit (s. Abb. 19 $v = 200$). Irgendeine besondere Wärmebehandlung (z. B. Vergüten usw.) hat, dem Gefüge nach, nicht stattgefunden.

[1] Bei der Durchführung dieser Versuche wurde ich in dankenswerter Weise von Herrn Ing. H. Ratti unterstützt.

Digitized by Google

Kerbschlagversuche im Zustand der Einlieferung ins Amt und nach $^1/_2$stündigem Ausglühen bei 900° ergaben, wie Tabelle 7 zeigt, sehr gute Ergebnisse.

Abb. 18. Izett I. 7,5 mm von der Blechoberfläche abgehobelt. $v = 1$ (verkl.).

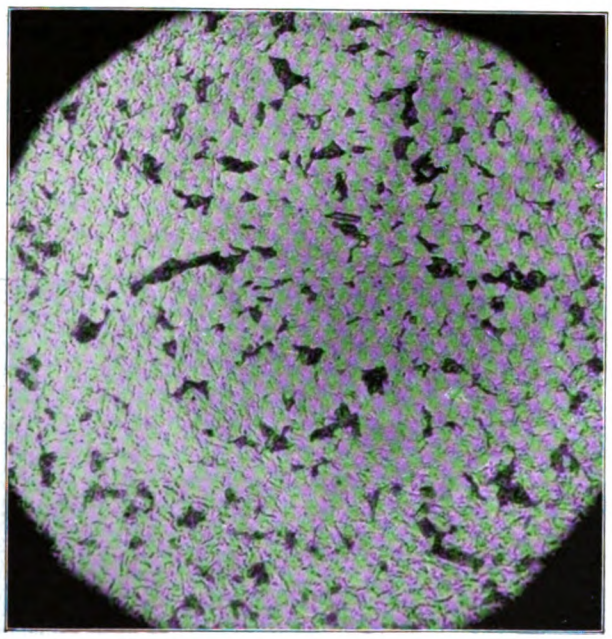


Abb. 19. Izett I. Kleingefüge. $v = 200$.

Tabelle 7. Kerbschlagversuche mit Material Izett I. (Abmessungen der Probestäbe s. Abb. 2.)

Material	Zustand des Materials und Lage der Probestäbe im Blech	Spezifische Schlagarbeit[1] mkg/qcm
Izett I	Anlieferungszustand	
	in der Walzrichtung	14,6
	quer zur Walzrichtung	13,4
	$^1/_2$ Stunde bei 900° ausgeglüht und im Ofen der Abkühlung überlassen	
	in der Walzrichtung	15,2
	quer zur Walzrichtung	12,7

[1] Mittelwerte aus 2 bis 4 Einzelwerten.

Die in der Walzrichtung entnommenen Probestäbe weisen nach Tabelle 7 etwas höhere Werte für die spez. Schlagarbeit auf als die in der Querrichtung entnommenen.

Die Prüfung des Materials mittels der Quetschprobe mit nachfolgender Alterung geschah in der gleichen Weise wie bereits beschrieben.

Es wurden drei Versuchsreihen ausgeführt:

1. Die in der Walzrichtung entnommenen Proben wurden im Zustand der Einlieferung ins Amt gequetscht und angelassen.

2. Die in der Walzrichtung entnommenen Proben wurden vorher $^1/_2$ Stunde bei 900° ausgeglüht und im Ofen erkalten gelassen, darauf gequetscht und angelassen.

3. Die quer zur Walzrichtung entnommenen Proben wurden wie unter 2. beschrieben behandelt.

In Tabelle 8 sind die Versuchsergebnisse zusammengestellt. Die letzte Spalte gibt das Gesamtmittel aus allen drei Materialzuständen (Spalte 1, 2 und 3).

Tabelle 8. Material Izett I. (Probeabmessungen s. Abb. 7.)

Nach dem Quetschen 2 Stunden angelassen bei	1 Proben in der Walzrichtung entnommen und im Zustande der Einlieferung ins Amt, gequetscht und angelassen. Spez. Schlagarbeit[1] mkg/qcm	2 Proben in der Walzrichtung entnommen, $^1/_2$ St. bei 900° ausgeglüht und im Ofen abgekühlt, darauf gequetscht und angelassen. Spez. Schlagarbeit[1] mkg/qcm	3 Proben quer zur Walzrichtung entnommen, $^1/_2$ St. bei 900° ausgeglüht, im Ofen abgekühlt, darauf gequetscht und angelassen. Spez. Schlagarbeit[1] mkg/qcm	Gesamtmittel aus 1, 2 und 3
nicht angelassen	10,9	6,7	6,9	8,2
50°	10,2	6,8	6,9	8,0
100°	10,2	6,3	7,1	7,9
150°	7,6	7,9	6,2	7,2
200°	6,9	4,6	6,2	5,9
250°	4,4	3,3	3,7	3,8
300°	4,4	5,4	3,7	4,5
350°	6,5	4,3	4,1	5,0
400°	7,7	6,8	5,5	6,7
450°	8,0	7,9	7,1	7,7
500°	9,5	8,9	7,7	8,7
550°	12,0	9,5	7,9	9,8
600°	13,2	13,5	12,8	13,2
650°	14,2	13,4	13,7	13,8
700°	14,0	14,7	14,2	14,3
750°	11,3	12,1	10,5	11,3
800°	13,5	12,0	10,4	12,0
850°	13,7	14,7	12,4	13,6
900°	13,3	14,2	13,2	13,6

In Abb. 20 sind Werte aus den Spalten 1, 2 und 3 der Tabelle 8, sowie die Werte aus Tabelle 7 graphisch aufgetragen. Aus Abb. 20 geht folgendes hervor: Die im Anlieferungszustand gequetschten Proben weisen fast durchweg höhere Werte für die spezifische Schlagarbeit auf als die vor dem Quetschen bei 900° ausgeglühten

[1] Mittelwerte aus 2 bis 4 Einzelwerten.

Digitized by Google

roben. Der Unterschied ist bei den ungequetschten nd bei den bei 100° angelassenen Proben am größten, on 150° Anlaßhitze an ist er nur noch unerheblich.

Mit steigender Anlaßhitze tritt auch hier eine gesse Alterung ein, die sich durch Absinken der Kerbhigkeit bemerkbar macht. Bei 250 bis 300° ist das inimum erreicht, es liegt zwischen 3,3 und 4,4 mkg/qcm, ährend die Mindestwerte bei den Vergleichsmaterialien . B und A2U zwischen 0,8 und 1,4 mkg/qcm lagen. ereits bei 400° Anlaßhitze weist das Izett-Material eine utliche Steigerung der Kerbzähigkeit auf; sie steigt n hier ab nahezu gradlinig an und erreicht bei 650 s 700° Glühtemperatur wieder den Höchstwert.

Zwischen 750 und 800° beim Izett-Material und 850° beim A2U-Material nimmt die Kerbzähigkeit erneut etwas ab. Dieser Abfall hat nichts mit der Alterungsbeständigkeit zu tun. Es tritt hier als Begleiterscheinung der Rekristallisation eine Kornvergröberung ein, wodurch die Kerbzähigkeit Einbuße erleidet. Nach dem Ausglühen bei 900° wird die ursprünglich hohe Kerbzähigkeit wieder erreicht.

Anschließend an diese Untersuchungen mit Kesselblechen möchte ich nicht unerwähnt lassen, daß an-

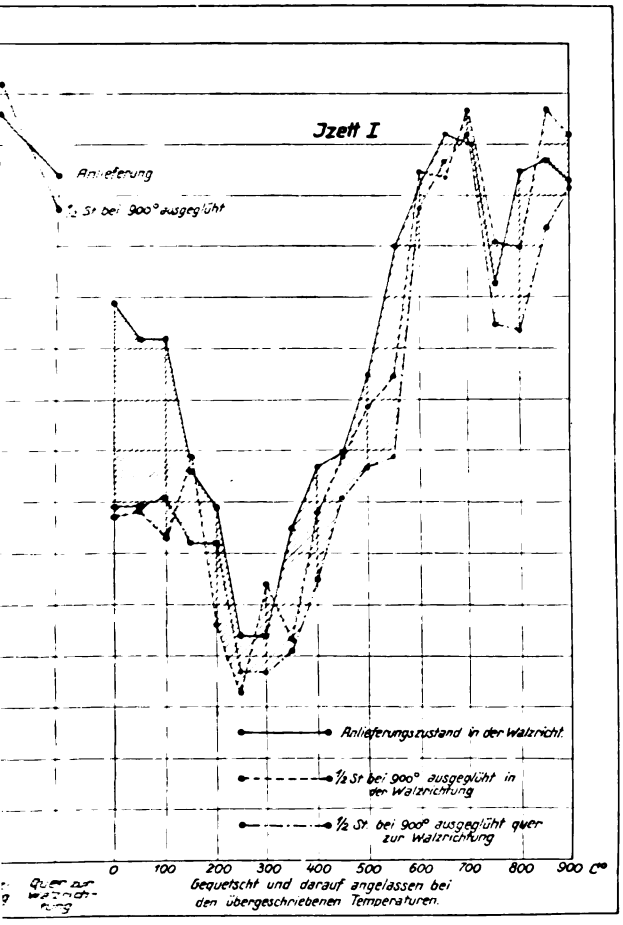


Abb. 20. Kerbzähigkeiten von Izett I.

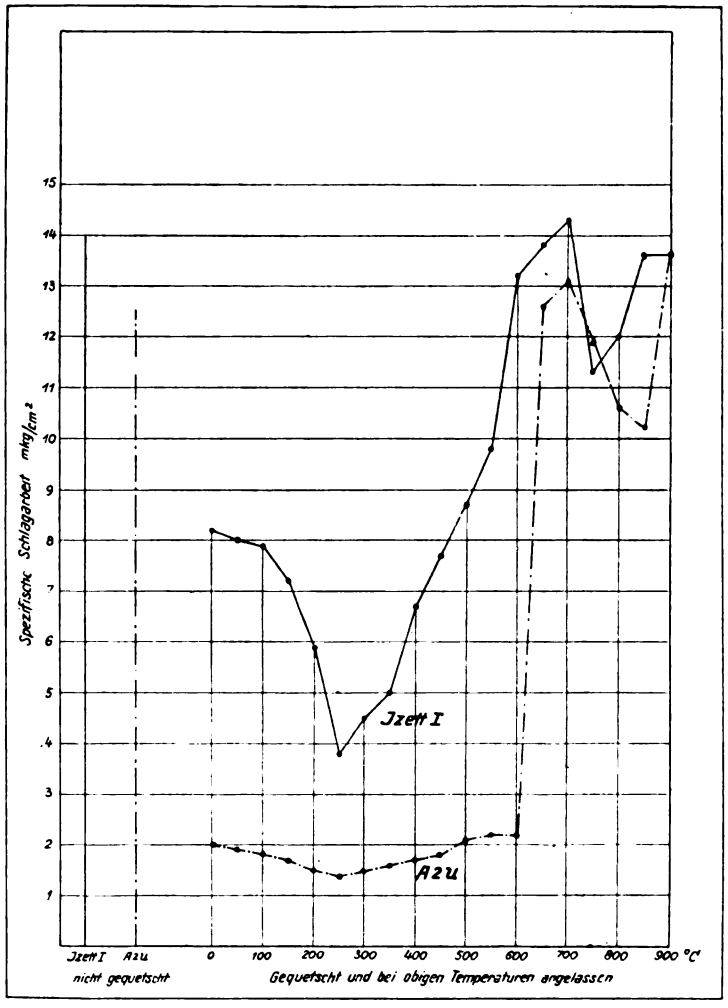


Abb. 21. Kerbzähigkeiten. Mittelwerte aus Tabelle 4 (A 2 U) und Tabelle 8 (Izett I).

Aus den Versuchen ergibt sich demnach, daß auch Izett-I-Material sich bei der sehr scharfen Quetschbe, im Gegensatz zu den Ergebnissen mit vorgereckProbestäben (nach Baumann und Fry) als nicht llig unempfindlich gegen Kaltreckung mit nachgender Alterung erweist. Der Abfall der Kerbzähigt ist jedoch bei weitem nicht so stark, auch erstreckt sich auf ein erheblich geringeres Temperaturintervall bei den erst gezeigten Vergleichsmaterialien A, B l A2U. Dieser sehr erhebliche Unterschied kommt onders deutlich in Abb. 21 zum Ausdruck, in der die samtmittelwerte aus Tabelle 8 (Izettmaterial) und Mittel der beiden Zahlenangaben aus Tabelle 4 aterial A2U, das sich von den Vergleichsmaterialien h am günstigsten verhalten hatte) zusammen aufragen sind.

scheinend eine weitgehende Durcharbeitung des Materials wie sie z. B. bei der Röhrenherstellung nach dem Mannesmannverfahren stattfindet, die günstigen Eigenschaften des Izett-Materials noch deutlicher hervortreten läßt.

Von den Mannesmannröhren-Werken in Düsseldorf-Rath wurden aus Izett-Material Rohre von 7 mm und $3^1/_2$ mm Wandstärke hergestellt. Aus den Rohren wurden Längsstreifen herausgeschnitten und wie beschrieben gequetscht (s. Abb. 6 und 7). Die gequetschten Proben wurden bei 200° angelassen (gealtert) und nach Herstellung des Kerbes mittles des 10 mkg Pendelschlagwerkes geschlagen. Die mittlere Schlagarbeit betrug bei dem Rohr mit 7 mm Wandstärke 11,3 und bei dem Rohr mit $3^1/_2$ mm Wandstärke 11,7 mkg/qcm. Die Werte sind für gequetschtes und bei 200° angelassenes Material als sehr hoch zu bezeichnen. Beim Blech aus Izett-Material

Digitized by Google

war nach Abb. 21 der mittlere Wert der bei 200° angelassenen Proben 5,9 mkg/qcm.

Wie zu erwarten, gaben die von Krupp erzielten Erfolge auf dem Wege der Erzeugung „alterungsgeringen" Materials den Anstoß, daß sich auch andere Werke mit diesem Problem befaßten.

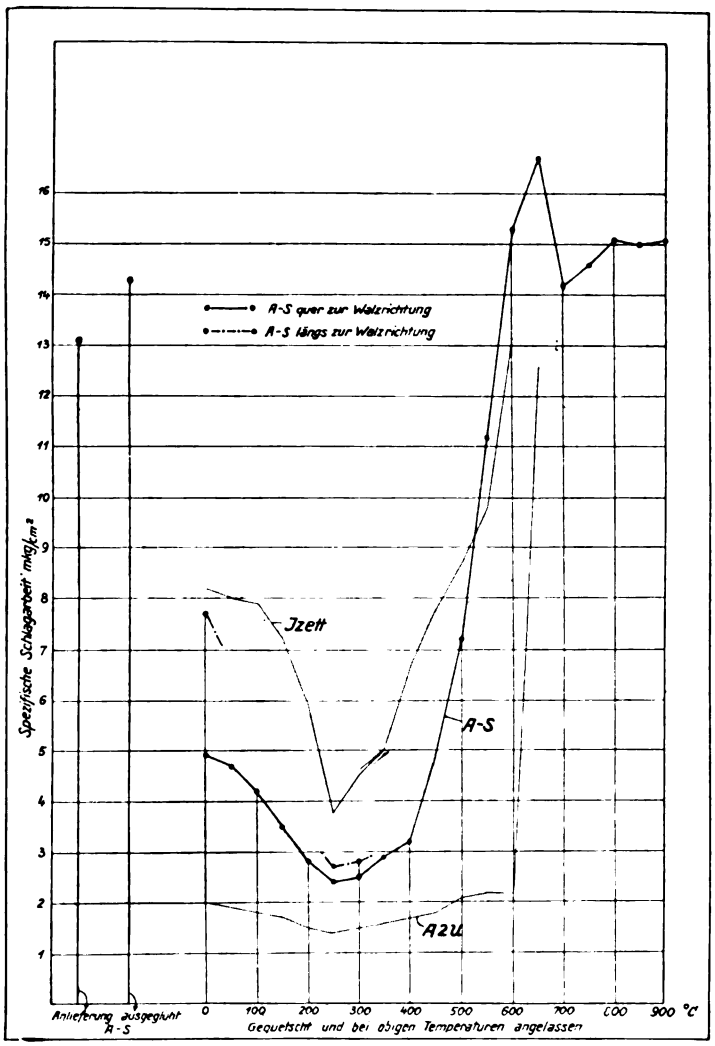


Abb. 22. Kerbzähigkeiten. Vergleich zwischen A – S, Izett und A 2 U.

Am 27. Mai d. J. trat die Preß- und Walzwerk-Aktiengesellschaft Reisholz an das Amt mit dem Ersuchen heran, einen von ihr als A-S-Flußstahl bezeichneten Werkstoff auf sein Verhalten beim Quetschen und Anlassen zu prüfen[1].

Zur Verfügung stand ein Blechabschnitt von 25 mm Blechdicke.

Die Prüfung erfolgte in genau der gleichen Weise wie bei den anderen Blechen. Die Kerbzähigkeit im Zustand der Einlieferung ins Amt betrug im Durchschnitt 13,1 und nach dem Ausglühen bei 900° 14,3 mkg/qcm. Die Versuchsergebnisse mit gequetschten und darauf angelassenen Proben sind in Tabelle 9 zusammengestellt.

In Abb. 22 sind die Versuchsergebnisse aus Tabelle 9 graphisch aufgetragen; zum Vergleich habe ich die Mittelwerte vom Izett- und A2U-Material aus Abb. 21 hier nochmals eingezeichnet.

Tabelle 9. Material A-S (Reisholz).
Proben im Zustand der Einlieferung ins Amt gequetscht.

Nach dem Quetschen 2 St. angelassen bei	Proben quer zur Walzrichtung entnommen. Spez. Schlagarbeit mkg qcm	Proben in der Walzrichtung entnommen. Spez. Schlagarbeit mkg qcm
nicht angelassen	4,9	7,7
50°	4,7	—
100°	4,2	—
150°	3,5	—
200°	2,8	—
250°	2,4	2,7
300°	2,5	2,8
350°	2,9	—
400°	3,2	—
450°	4,9	—
500°	7,2	—
550°	11,2	—
600°	15,3	—
650°	16,7	—
700°	14,2	—
750°	14,6	—
800°	15,1	—
850°	15,0	—
900°	15,1	—

Der Typus der Kurve für A-S-Material ist der gleiche wie für Izett-Material, die spez. Schlagarbeiten liegen jedoch, insbesondere in der gefährlichen Zone zwischen 100 und 400° Anlaßhitze, unter den Werten für das Izett-Material, immer noch aber beträchtlich über den beim Vergleichsmaterial A2U gefundenen Schlagarbeiten. Auch das A-S-Material stellt somit einen deutlichen Fortschritt gegenüber den älteren Materialien dar.

Wenn sich auch die auf Grund der ersten Versuche von Baumann sehr hochgespannten Erwartungen und Hoffnungen, daß es bereits jetzt gelungen sei, ein gegen Kaltreckung und Alterung völlig unempfindliches Material zu erzeugen, noch nicht ganz erfüllt haben, so bedeutet doch das bereits heut Erzielte einen ganz außerordentlichen Fortschritt.

Die von der Firma Krupp und deren maßgebenden Persönlichkeiten bis heute geleistete Pionierarbeit auf dem Wege der Erzeugung eines alterungssicheren Kesselbaustoffes ist als bahnbrechend zu bezeichnen.

Wir stehen heute erst am Anfange der Entwicklung; es darf angenommen werden, daß bei weiterer systematischer Arbeit die bis jetzt erzielten günstigen Ergebnisse noch erheblich übertroffen werden.

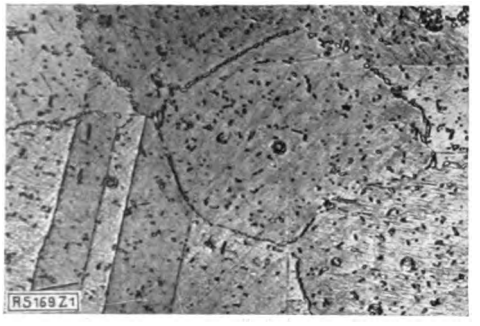
[1] Die Bekanntgabe geschieht auf ausdrücklichen Wunsch der Preß- und Walzwerk-Aktiengesellschaft, Reisholz.

Digitized by Google

Über die Sättigungsgrenze des α (Cu-Sn)-Mischkristalls.

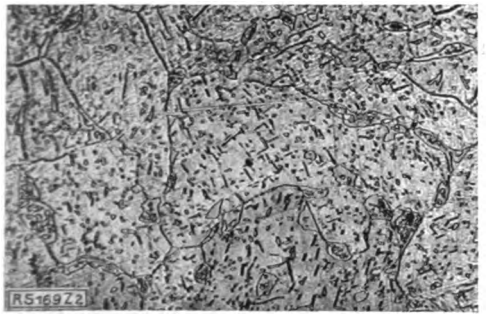
Von **M. Hansen**[1].

Gelegentlich einer Untersuchung[2] über die Sättigungs-renze der ternären kupferreichen Kupfer-Zinn-Zink-lischkristalle in Abhängigkeit von der Temperatur urde gefunden, daß Legierungen, die bei 600° aus nur ner Kristallart (ternärer α-Mischkristall) bestehen, urch nachträgliches Anlassen bei 400° eine Entmischung rchmachen. Das Gefüge besteht danach aus α-Misch-istallen, in denen eine hellblaue Kristallart in feiner



. 1. 83,61% Cu, 13,14% Sn, Rest Zn. — 26 St. bei 600° geglüht und schreckt und darauf 48 St. bei 400° geglüht und abgeschreckt. $v = 225$.

rteilung eingelagert ist (Abb. 1)[3]. Die Entstehungs-lingungen dieser zweiten Kristallart, die von der Kristallart der reinen Cu-Sn-Legierungen nicht zu erscheiden ist, sind nach G. Tammann und M. Han-n[4] ganz ähnlich denjenigen der δ-Kristallart der Zwei-ff-Bronzen. Auch in Dreistoff-Legierungen, die von umtemperatur bis zur Temperatur des Beginns des melzens heterogen sind, wurde dieselbe Entmischung bachtet. Das Anlassen der bei 600° abgeschreckten ierungen bringt dann eine zusätzliche Menge der Kristallart zur Ausscheidung (Abb. 2).



2. 75,77% Cu, 8,38% Sn, Rest Zn. — Behandlung der Probe wie bei Abb. 1. $v = 225$.

Eine derartige Löslichkeitsabnahme mit fallender peratur in den Dreistoff Cu-Sn-Zn-Legierungen ist h den bisher veröffentlichten α-Grenzkurven der Sn-Legierungen — die Löslichkeitsgrenze des α--Zn)-Mischkristalls kann einen solchen Einfluß auf nen Fall ausüben — nicht zu erwarten. Die der Aus-itung ursprünglich zugrunde gelegte neuerdings von D. Stockdale[1] bestimmte Löslichkeitskurve zeigt von 800° bis 520° eine Löslichkeitszunahme von 13,3 bis 16,0% Sn in Kupfer; unterhalb 520° bleibt die Löslichkeit unverändert. Da jedoch anzunehmen ist, daß eine Löslichkeitsabnahme zwischen 600° und 400° in den Dreistoff-Legierungen ihre Voraussetzung in dem Zweistoffsystem Cu-Sn hat, so erschien es notwendig, den Verlauf der α-Grenzkurve des Cu-Sn-Schaubildes durch einige Versuche nachzuprüfen. Beim Studium der Stockdaleschen Originalarbeit stellte sich indessen heraus, daß auch schon J. L. Haughton[2] gelegentlich eines Meinungsaustausches über die Arbeit von Stockdale den von Stockdale unterhalb 600° angegebenen Verlauf der Grenzkurve auf Grund von eigenen Versuchen, deren Ergebnis jedoch bis dahin nicht veröffentlicht war, angezweifelt hatte. In Abb. 3 sind die Kurve von Stockdale (ausgezogene Kurve) und die von Haughton ermittelten Punkte dargestellt. Daraus folgt, daß zwischen 800° und 600° beide Kurven sehr gut übereinstimmen; unterhalb 600° weichen dagegen die Kurven voneinander ab, und zwar entspricht der von Haughton ermittelte Verlauf den nach den beobachteten Entmischungsvorgängen in den ternären Cu-Sn-Zn-Legierungen zu erwartenden Verhältnissen. Da Haughton zwischen 600° und 400° keine Punkte bestimmt hat, so ist entweder die Kurve BEF oder die Kurve CEF möglich. Haughton hält den Verlauf BEF für den wahrscheinlicheren.

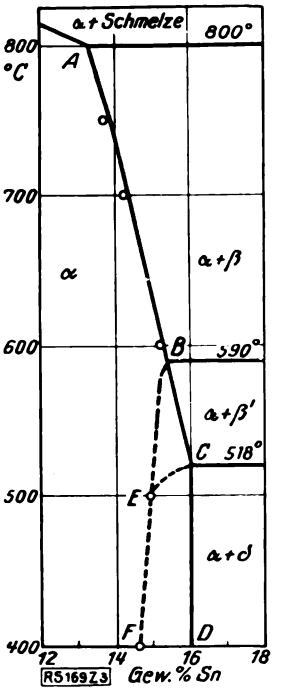


Abb. 3. Die Sättigungsgrenze des α (Cu-Sn)-Mischkristalls nach Stockdale (Kurve ABCD) und Haughton (Kreise).

Mit fallender Temperatur nähert sich die Haughtonsche Sättigungsgrenze der Zusammensetzung von 14% Sn, die auch nach den Bestimmungen von O. Bauer und O. Vollenbruck[3] als Sättigungsgrenze bei Raumtemperatur anzunehmen ist.

Zur Nachprüfung des Kurvenverlaufes unterhalb 600° wurden drei Legierungen mit 14, 15 und 15,5% Sn unter Verwendung von Elektrolytkupfer und reinstem Zinn von Kahlbaum hergestellt. Die Legierungen (200 g) wurden unter einer Holzkohlendecke erschmolzen und zu Rundstäben von 15 mm Durchmesser vergossen (Eisenkokille). Die durch die umgekehrte Blockseigerung hervorgerufenen Konzentrationsunterschiede vom Rand zur Mitte des Stabes wurden mikroskopisch und analy-

---

Original: Z. Metallkunde Bd. 19, S. 407—409. 1927.
Wird demnächst veröffentlicht.
Als Ätzmittel wurde stets eine salzsaure Lösung von nchlorid verwendet.
Z. anorg. u. allg. Chem. Bd. 138, S. 137—161. 1924.

[1] J. Inst. of Metals Bd. 34, S. 111—120. 1925 und Z. Metallkunde Bd. 17, S. 407. 1925.
[2] J. Inst. of Metals Bd. 34, S. 121—123. 1925.
[3] Mitt. Materialpr.-Amt Bd. 40, S. 181—215. 1922 und Z. Metallkunde Bd. 15, S. 119—125 u. 191—195. 1923.

Digitized by Google

tisch ermittelt. In Zahlentafel 1 sind die Analysenwerte zusammengestellt.

Zahlentafel 1.

Bezeichnung	Beabsichtigter Sn-Gehalt	Analysenwerte (ganzer Querschnitt des Stabes) % Sn	% Cu	Sn-Gehalt (aus der Differenz) Mitte %	Rand %
14	14,0	14,14	85,79	—	14,36
15	15,0	15,10	84,81	14,81	15,37
155	15,5	15,58	84,27	15,31	15,81

Da diese Konzentrationsunterschiede ziemlich erheblich sind, so mußten sie bei der Auswertung der mikroskopischen Beobachtung berücksichtigt werden. Auf

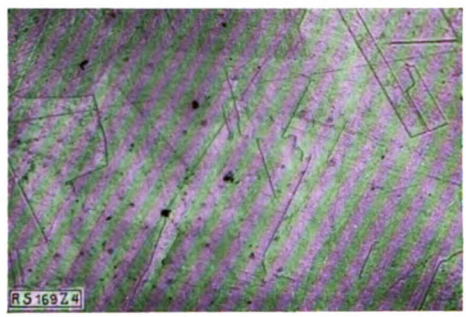


Abb. 4. 84,63% Cu, 15,37% Sn. — 24 St. bei 600° geglüht und innerhalb von 54 St. auf 550° abgekühlt und darauf abgeschreckt, $v = 150$.

jeden Fall wird der mögliche Fehler dadurch kleiner, als wenn der Analysenwert des ganzen Querschnittes, der in den beiden untersuchten Fällen etwa den Mittelwert zwischen Zusammensetzung des Randes (etwa 3 mm) und der Mitte (Bohrloch von etwa 6 mm Durchmesser) trifft, in Rechnung gesetzt wäre. Der Zinngehalt für Mitte und Rand wurde aus dem Unterschied des Kupfergehaltes von 100% gefunden.

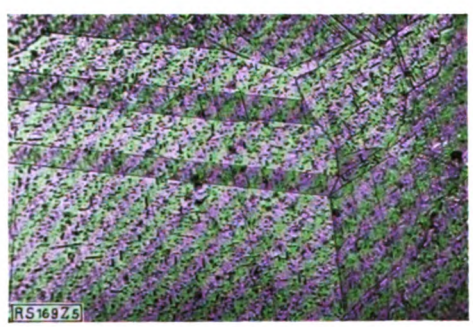


Abb. 5. 84,63% Cu, 15,37% Sn. — 24 St. bei 600° geglüht und abgeschreckt und darauf 72 St. bei 400° geglüht und abgeschreckt, $v = 150$.

Zur Bestimmung des Kurvenverlaufes zwischen 600° und 500° wurden Probestücke der drei Legierungen 24 Stunden bei 600° geglüht und dann abgeschreckt, oder von dieser Temperatur innerhalb mehrerer Tage auf 550° und 500° (Leg. 14 und 15) bzw. 530° (Leg. 155) abgekühlt und darauf abgeschreckt. Die mikroskopische Prüfung ergab folgendes: Die Legierungen 14 und 15 waren bei 600° und 550° homogen (Abb. 4), während Legierung 155 nach dem Abschrecken bei 600° in der Randzone geringe Mengen der β-Kristallart enthielt. Nach dem langsamen Erkalten auf 530° (innerhalb einer Woche) waren diese Anteile völlig in Lösung gegangen. Bei 500° waren in der äußersten Randzone der Legierung 15 die ersten Anteile der δ-Kristallart ausgeschieden. Aus diesen Beobachtungen folgt, daß zwischen 600° und 520° die von Stockdale bestimmte Grenze BC (Abb. 3) gilt.

Die Löslichkeitsänderung zwischen 520° und 400° ließ sich sehr schön durch nachträgliches Anlassen der

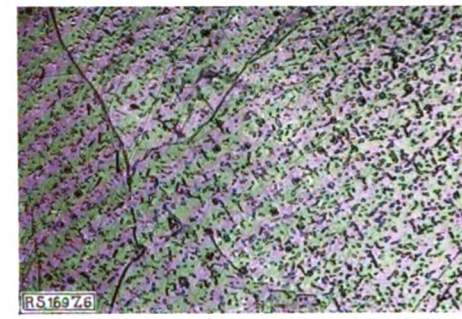


Abb. 6. 84,19% Cu, 15,81% Sn. — 30 St. bei 600° geglüht und innerhalb von 7 Tagen auf 530° abgekühlt und abgeschreckt und darauf 126 St. bei 400° geglüht und abgeschreckt, $v = 150$.

bei 600° bis 500° abgeschreckten Proben zeigen. Nach 24stündigem Glühen bei 400° war die Entmischung in den Legierungen 15 und 155 zwar schon eingetreten, die ausgeschiedenen δ-Partikel waren jedoch nur bei sehr

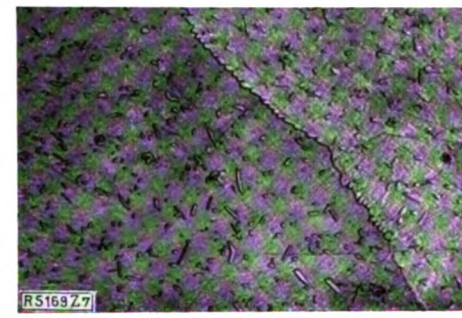


Abb. 7. 84,19% Cu, 15,81% Sn. — 30 St. bei 600° geglüht und innerhalb von 7 Tagen auf 530° abgekühlt und abgeschreckt und darauf 48 St. bei 400° geglüht und abgeschreckt, $v = 375$.

starken Vergrößerungen einwandfrei zu erkennen. Durch längeres Glühen nahm die Zahl und Größe der δ-Kriställchen weiter zu, so daß die Entmischung auch bei mäßigen Vergrößerungen gut zu erkennen war. Abb. 5 bis 7

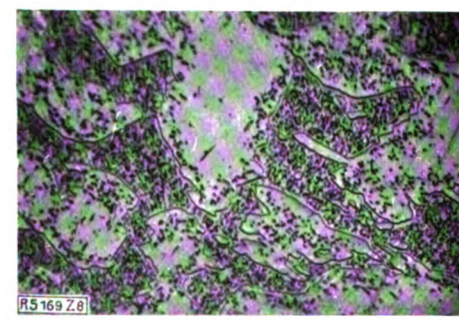


Abb. 8. 80% Cu, 20% Sn (Einwaage). — Innerhalb von 2 St. von 550° auf 515° abgekühlt und abgeschreckt und darauf 45 St. bei 400° geglüht und abgeschreckt, $v = 375$.

geben das Feingefüge von derartig wärmebehandelten Probestücken wieder. Man erkennt zahllose δ-Kriställchen, die, wie bei den Cu-Sn-Zn-Legierungen (Abb. 1 und 2), in den α-Kristalliten eingelagert sind. Aus den Abb. 5 und 6 geht der Einfluß der Glühdauer auf die Größe der δ-Partikel hervor. Die bei 600° abgeschreckte

Digitized by Google

Probe der Legierung 14 zeigte nach 24stündigem Glühen bei 400° noch keine Entmischung, nach 78stündigem Glühen waren in der Randzone wenige δ-Kriställchen an den Korngrenzen der α-Kristallite zu erkennen. Die Grenze bei dieser Temperatur ist daher mit etwa 14,3% Sn anzunehmen.

Auch in Legierungen mit höherem Zinngehalt ist die Löslichkeitsabnahme unterhalb 520° noch wahrzunehmen. Abb. 8 gibt das Feingefüge einer Legierung mit

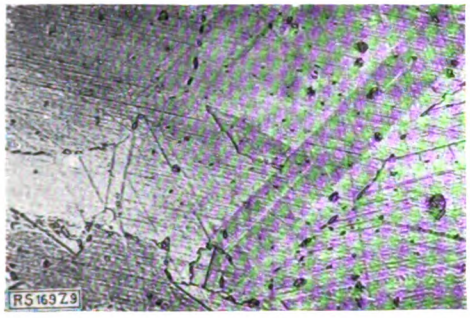


Abb. 9. 85,64% Cu, 14,36% Sn. — 24 St. bei 600° geglüht und abgeschreckt, 78 St. bei 400° geglüht und abgeschreckt und darauf 5 St. bei 400° geglüht und innerhalb von 3 Tagen bis auf Raumtemperatur erkaltet, $v = 150$.

% Sn wieder, die nach einer Abschreckung bei 515° nachträglich 45 Stunden bei 400° angelassen war. In den α-Kristallen, die nach dem Abschrecken bei 515° vorhanden waren, befinden sich nunmehr winzige Einlagerungen der δ-Kristallart.

Zur Feststellung einer etwaigen weiteren Löslichkeitsabnahme zwischen 400° und Raumtemperatur wurden Proben der drei Legierungen, die bei 400° angelassen worden waren, weitere 5 Stunden bei 400° geglüht und darauf innerhalb von 3 Tagen auf Raumtemperatur erkalten gelassen. Während in den Legierungen 15 und 155 eine Zunahme der δ-Kristallart nicht eindeutig festzustellen war, da die Menge der zusätzlich ausgeschiedenen Teilchen gegenüber der bei 400° ausgeschiedenen zu gering ist, zeigte die Randzone der Legierung 14 eine deutliche Zunahme der δ-Kristalle nach dieser Wärmebehandlung (Abb. 9).

Die Sättigungskonzentration bei gewöhnlicher Temperatur ist danach etwa 14% Sn, nach O. Bauer und O. Vollenbruck genau 13,9% Sn.

Die vorliegenden Ergebnisse, die in Abb. 10 dargestellt sind, ergeben eine Übereinstimmung mit Stockdale hinsichtlich des Kurvenverlaufs von 600 bis 520° mit Haugthon bezüglich der Grenzkurve von 500 bis 400° und mit Bauer und Vollenbruck bezüglich der Zusammensetzung des gesättigten α-Mischkristalls bei Raumtemperatur. Die in Abb. 10 dargestellte Richtungsänderung der Löslichkeitskurve ist eher zu erwarten, als der von Haughton vermutete Verlauf BEF (Abb. 3), dadurch den bei 520° eintretenden eutektoiden Zerfall die völlig andersartige δ-Kristallart gebildet wird, für die auch ganz andere Löslichkeitsverhältnisse gelten werden. Entsprechendes gilt nach O. Bauer und M. Hansen[1] auch für die zinkreichen γ-(Cu-Zn)-Mischkristalle, die mit dem Auftreten der ε-Kristallart unterhalb der eutektoiden Zerfallstemperatur des δ-Mischkristalls (555°) eine erhebliche Entmischung erleiden.

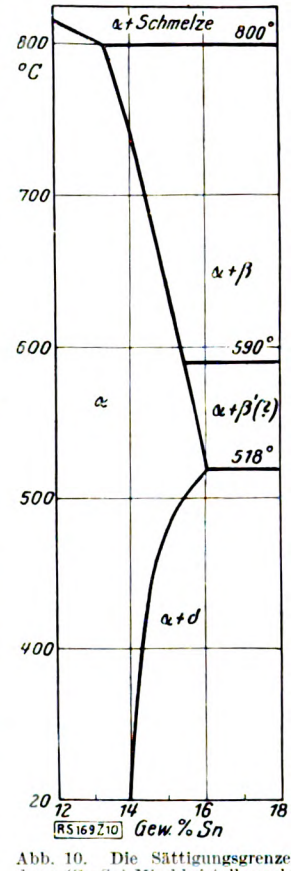


Abb. 10. Die Sättigungsgrenze des α (Cu-Sn)-Mischkristalls nach Stockdale (von 800° bis 518° C) und eigenen Versuchen (von 600° C bis Raumtemperatur).

Frl. Irmgard Gabrich bin ich für ihre Mitarbeit zu Dank verpflichtet.

[1] Der Aufbau der Kupfer-Zinklegierungen; eine Monographie. Berlin: Julius Springer 1927.

Zur Kenntnis der Zinnbronzen.

Von **M. Hansen**[1].

Die Kupfer-Zinn-Legierungen mit etwa 16 bis 25% Sn machen bei 580 bis 590° eine Umwandlung durch, deren Deutung noch umstritten ist. Nach S. L. Hoyt[2], der diese Umwandlung erstmalig feststellte, und O. Bauer und O. Vollenbruck[3] (vgl. Abb. 1) entspricht die Reaktion dem Zerfall des β-Mischkristalls in die beiden Mischkristallarten α und γ. Der γ-Mischkristall zerfällt bei 520° weiter in das charakteristische (α + δ)-Eutektoid der Bronzen (δ = Cu_4Sn). Auf Abkühlungskurven macht sich die obere Reaktion durch bedeutend schwächere Wärmetönungen bemerkbar als die untere, und zwar tritt sie (nach Bauer-Vollenbruck) nur dann auf, wenn die Legierungen vorher durch längeres Glühen bei etwa 700 bis 750° ins Gleichgewicht gebracht sind. Die Existenz der Umwandlung wurde von T. Isihara[1] durch Messungen des elektrischen Widerstandes und T. Matsuda[2] sowie D. Stockdale[3] mit Hilfe von Erhitzungs- und Abkühlungskurven bestätigt. Nach Isihara handelt es sich um eine (in einem Temperaturintervall statt-

[1] Original: Z. anorg. u. allg. Chem. Bd. 170, S. 18—24. 8.

[2] S. L. Hoyt: J. Inst. Metals Bd. 10, S. 259. 1913; Trans. er. Inst. Min. Met. Eng. Bd. 60, S. 198. 1919; J. Inst. als Bd. 34, S. 123. 1925.

[3] O. Bauer und O. Vollenbruck: Mitt. Materialpr.-Amt 40, S. 181. 1922; Z. Metallkunde Bd. 15, S. 119. 1923.

[1] T. Isihara: Journ. Inst. Metals Bd. 31, S. 315. 1924; Sci. Rep. Tôhoku Imp. Univ. Bd. 13, S. 75. 1924; Bd. 15, S. 225. 1926.

[2] T. Matsuda: Sci. Rep. Tôhoku Imp. Univ. Bd. 11, S. 223. 1922.

[3] D. Stockdale: J. Inst. Metals Bd. 34, S. 111. 1925.

Digitized by Google

findende) Umwandlung der α-Kristallart in α' (Abb. 2), während Stockdale eine Umwandlung des β-Mischkristalls in eine Form β', die zwischen 590° und 520° beständig sein soll, annimmt. Dieser Deutung hat sich neuerdings auch A. R. Raper[1] angeschlossen, und zwar

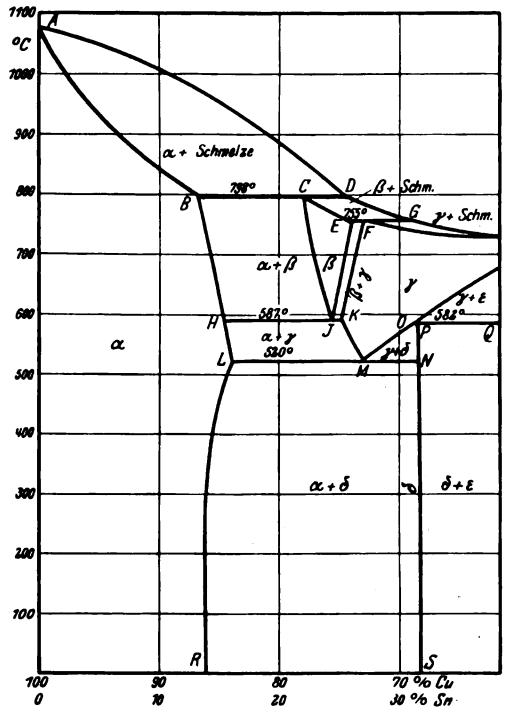


Abb. 1. Zustandsschaubild nach O. Bauer und O. Vollenbruck.

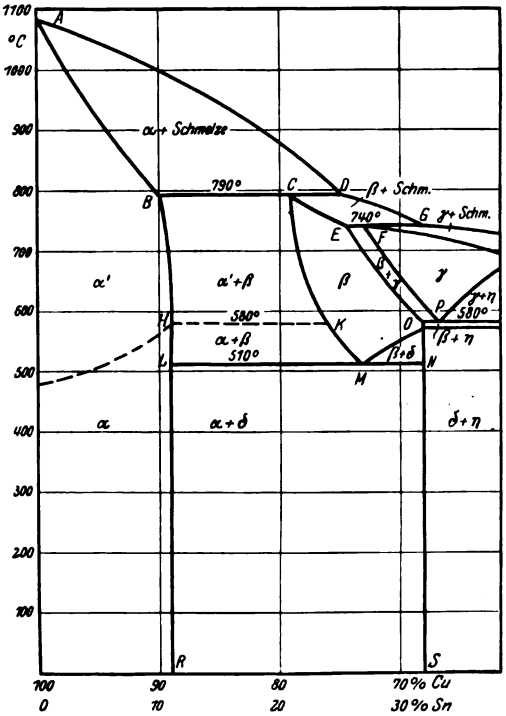


Abb. 2. Zustandsschaubild nach T. Isihara.

hauptsächlich auf Grund einer von ihm gefundenen Richtungsänderung der $\beta(\alpha+\beta)$-Grenzkurve bei 580° (Abb. 3)[2].

[1] A. R. Raper: J. Inst. Metals Bd. 38, S. 217—231. 1927.

[2] Nach Untersuchungen von Stockdale (l. c.) und M. Hansen (Z. Metallkunde Bd. 19, S. 407. 1927) weist die α-Grenzkurve keine Richtungsänderung bei dieser Temperatur auf (s. Abb. 1).

Isihara, Matsuda, Stockdale, Raper und frühere Forscher vertreten die Ansicht, daß nicht die γ-Kristallart bei 520° in das Eutektoid zerfällt, sondern die β-Kristallart. In diesem Zusammenhang soll jedoch nicht darauf eingegangenen werden, welche Annahme die wahrscheinlichere ist, da die Phasenumwandlungen im Bereich von etwa 25 bis 38% Zinn, mit denen die Beantwortung dieser Frage unmittelbar zusammenhängt, wie aus einem Vergleich der Abb. 1, 2 und 3 hervorgeht, noch nicht endgültig geklärt sind. Die gestrichelten Kurven der Abb. 3 sind hypothetisch[1].

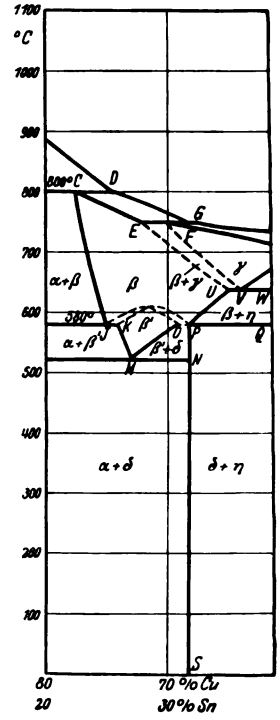


Abb. 3. Zustandsschaubild nach A. R. Raper.

Beim Abschrecken von Legierungen mit etwa 15 bis 25% Zinn von Temperaturen oberhalb 520° beobachtet man häufig neben den zu erwartenden zwei Kristallarten eine dritte Kristallart, die in Form von grauvioletten Säumen[2] an den Begrenzungen der α- und γ-Kristalle (nach Bauer-Vollenbruck) bzw. α- und β-Kristalle eingelagert ist (Abb. 5). Diese Säume wurden schon von C. T. Heycock und F. H. Neville[3] in ihrer klassischen Arbeit über die Konstitution der Kupfer-Zinn-Legierungen beschrieben und für die δ-Kristallart angesehen, die sich während des Abschreckens ausgeschieden haben sollte. Hoyt (1913) brachte sie jedoch in Zusammenhang mit der Wärmetönung bei 587° und nahm weiter an, daß die untere Wärmetönung (bei 520°) auf den Zerfall der übriggebliebenen β-Kristalle zurückzuführen sei. Er betont jedoch selbst, daß diese Erklärung in Widerspruch zu seinem Schaubild (vgl. Abb. 1) steht.

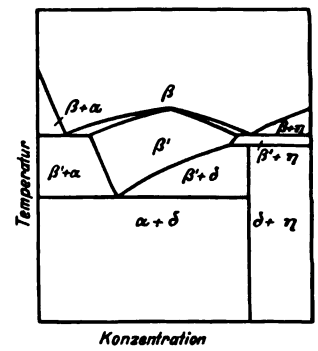


Abb. 4.

[1] Die Einordnung dieser hypothetischen Kurven in das Schaubild steht in Widerspruch zu den Gesetzen vom heterogenen Gleichgewicht. Nach Raper (Abb. 3) bildet eine Legierung von der Zusammensetzung S von hohen Temperaturen kommend bei 580° (Punkt P) ein Eutektoid ($\beta' + \eta$); sie würde also aus den beiden genannten Kristallarten bestehen. Wie allgemein angenommen wird, besteht eine Legierung dieser Zusammensetzung jedoch nur aus einer Phase, der Verbindung $Cu_4Sn = \delta$, die bis herauf zu 580° beständig ist. Die Raperschen Umwandlungskurven des β-Mischkristalls könnten also nur so angeordnet sein, wie aus der schematischen Abb. 4 hervorgeht. Es müßte demnach noch ein Phasenfeld ($\beta' + \eta$) existieren.

[2] Nach dem Ätzen mit HCl + $FeCl_3$.

[3] C. T. Heycock und F. H. Neville: Phil. Trans. Roy. Soc. (A) Bd. 202, S. 1. 1904.

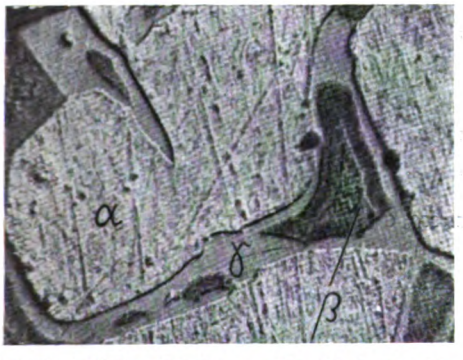
Digitized by Google

a die Wärmetönung bei 580 bis 590° in den ternären upfer-Zinn-Zink-Legierungen bedeutend ausgeprägter t, untersuchte Hoyt (1919, 1925) die Bildung der äume eingehender an einer Legierung mit 75% Cu, 5% Sn und 10% Zn. Er stellte dabei fest, daß sich ch dem Abschrecken von Temperaturen kurz ober- lb 520° sogar eine weitere hellgraue (von ihm als

. 5. 80% Cu, 20% Sn. 20 St. bei 560° geglüht und in Eiswasser abgeschreckt. $v = 300$.

ezeichnete) Phase gebildet hatte, so daß nebeneinler die Kristallarten α, β, γ und die Säume vorhanden en (Abb. 6). Abb. 6 beweise die Bildung des $+ \gamma$)-Eutektoids nach dem Zustandsschaubild der b. 1, wenn man annähme, daß die Zusammensetzung Eutektoids nahezu mit der reinen β-Kristallart zumenfällt, doch zerfalle nicht der β-Mischkristall direkt $\alpha + \gamma$, sondern die „Zwischenphase" (Säume). Die stehungsbedingungen dieser „Zwischenphase" seien ch noch ungeklärt.

Die Bildung der Säume wurde auch von Stockdale bachtet, jedoch nur beim Abschrecken von Tempe- ren oberhalb 590°. Mit zunehmender Abschreck-



6. 75% Cu, 15% Sn, 10% Zn. $v = 800$. (Nach S. L. Hoyt, 1919.)

hwindigkeit nahm die Breite der Säume ab. Dieses halten beweist nach Stockdale, daß die β-Kristallbei 590° eine polymorphe Umwandlung in β' durchht. Durch das Auftreten einer „Umkristallisation"[1], auch in der Abb. 5 zu erkennen ist, hält Raper Existenz der β'-Modifikation für erwiesen, während Bauer-Vollenbruck diese Kristallart als der

[1] Es ist noch zweifelhaft, ob die Bildung kleinerer Kristalle esem Falle auf Umkristallisation oder Aufspaltung infolge er Spannungen zurückzuführen ist, doch scheint das ere eher der Fall zu sein. Wie P. Braesco (Ann. de phys. 14, S. 6. 1920) und T. Matsuda (l. c.) gezeigt haben, ist Eutektoidbildung mit einer diskontinuierlichen Ausdehg verbunden.

γ-Mischkristall anzusehen ist. Oberhalb 587° bestehen die Legierungen aus einem Gemenge von α- und nadeligen β-Kristallen (Abb. 7).

Um die Voraussetzungen der Bildung der Säume näher kennenzulernen, wurden zahlreiche Abschreckungsversuche unter verschiedenen Bedingungen ausgeführt. Dabei wurde festgestellt, daß die Ausbildung

Abb. 7. 80% Cu, 20% Sn. Bei 750° in Eiswasser abgeschreckt. $v = 200$.

der Säume in hohem Maße von der Abschreckgeschwindigkeit und der Abschrecktemperatur abhängt:

1. Bei gleichen Abschreckbedingungen nimmt die Breite der Säume mit fallender Abschrecktemperatur zu und wird — im Gegensatz zu der Stockdaleschen Beobachtung — um so größer, je mehr sich die Abschrecktemperatur 520° nähert (vgl. Abb. 5 und 8). Selbst beim Abschrecken von 720° konnten jedoch an einigen Stellen noch sehr schmale Säume beobachtet werden, wenn die Abschreckung nicht schnell genug erfolgte.

2. Bei gleicher Abschrecktemperatur sind die Säume um so breiter, je langsamer die Abschreckung erfolgt (vgl. Abb. 5 und 9).

Abb. 8. 76,5% Cu, 23,5% Sn. Bei 535° in Eiswasser abgeschreckt. $v = 300$.

Es ist klar, daß die Strukturen der Abb. 5, 8 und 9 nicht im Gleichgewicht sind. Nimmt man jedoch an, daß die Säume mit der β'-Phase (nach Stockdale) identisch sind, so wäre ihre Bildung wohl beim Abschrecken von Temperaturen oberhalb 590° zu erwarten, doch nicht von Temperaturen unterhalb der Umwandlungstemperatur um so mehr, als nach einer Glühdauer von 20 Stunden (Abb. 5) die Bildung der β'-Kristalle hätte beendet sein müssen. Nach den angegebenen Regeln liegt es näher zu vermuten, daß es sich um eine Kristallart handelt, die bei tieferen Temperaturen auftritt und deren Bildung durch den Abschreckvorgang nicht zu unterdrücken ist. Hier käme nur die δ-Kristall-

Digitized by Google

art in Frage, die bei 520° gebildet wird. Daß es jedoch nicht, wie Heycock und Neville vermuteten, die reine

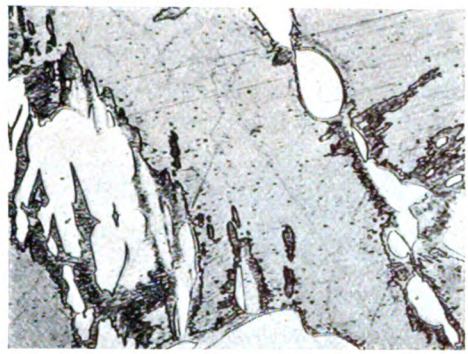


Abb. 9. 77,5% Cu, 22,5% Sn. Bei 570° in siedendem Wasser abgeschreckt. $v = 300$.

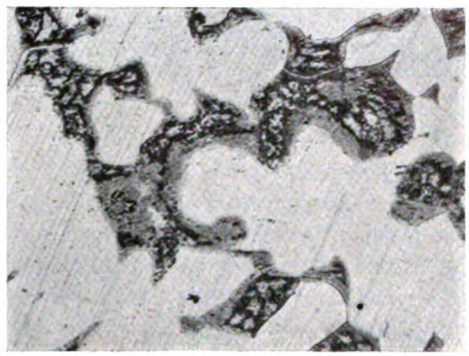


Abb. 10. 80% Cu, 20% Sn. Bei 525° in Wasser von 80° abgeschreckt. $v = 300$.

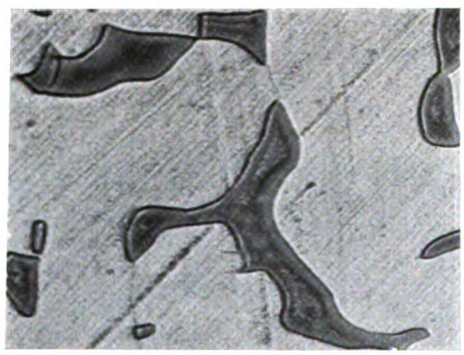


Abb. 11. 78,26% Cu, 12,64% Sn, Rest Zn. Bei 565° in Wasser abgeschreckt. $v = 500$.

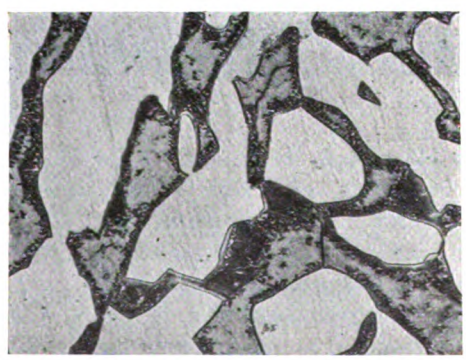


Abb. 12. 80% Cu, 20% Sn. Bei 540° in siedendem Wasser abgeschreckt. $v = 300$.

weißer glänzender Färbung, die unzweifelhaft die δ-Kristallart ist. Größere Wahrscheinlichkeit hat daher

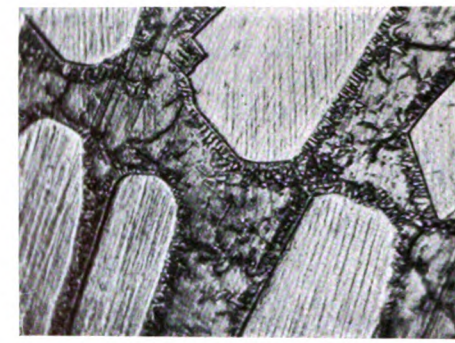


Abb. 13. 78,5% Cu, 21,5% Sn. Bei 540° in siedendem Wasser abgeschreckt. $v = 800$.

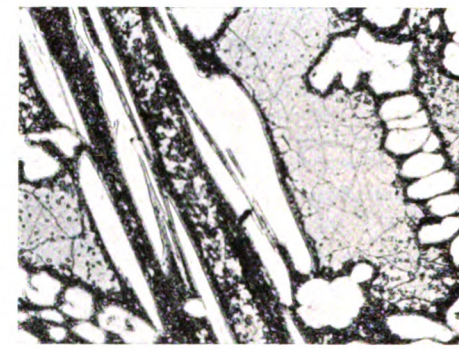


Abb. 14. 76,5% Cu, 23,5% Sn. Bei 530° in siedendem Wasser abgeschreckt. $v = 100$.

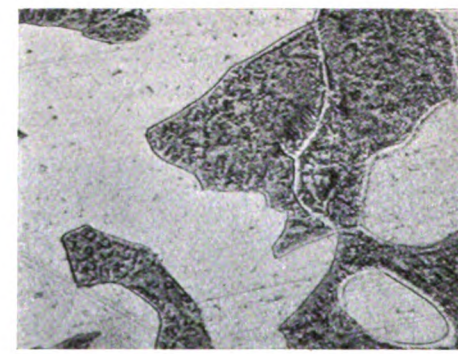


Abb. 15. 80% Cu, 20% Sn. Bei 525° in Wasser von 80° abgeschreckt. $v = 600$.

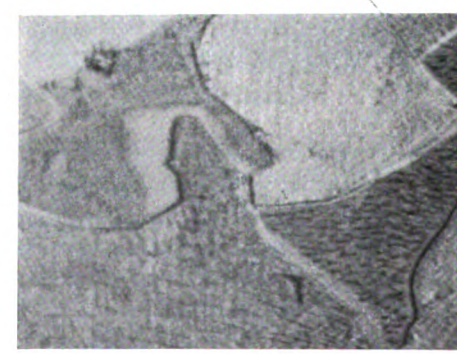


Abb. 16. 78,26% Cu, 12,64% Sn, Rest Zn. Bei 537° in siedendem Wasser abgeschreckt. $v = 1000$.

δ-Kristallart sein kann, geht daraus hervor, daß diese Kristallart unter gewissen Abschreckbedingungen außer den Säumen gebildet wird. In Abb. 9 erkennt man nämlich neben den Säumen eine vierte Kristallart von die Annahme, daß die grauvioletten Säume als ein Zwischenprodukt des bei 520° aus dem γ- bzw. β-Mischkristall gebildeten $(\alpha + \delta)$-Eutektoids anzusehen sind, d. h. als das Eutektoid in einer hochdispersen Form,

Digitized by Google

ie sich wie eine einzige Phase mit charakteristischen tzeigenschaften verhält. Tatsächlich gelingt es durch eignete Abschreckbedingungen Übergangszustände zwihen den Säumen (eine Phase) und dem Eutektoid (zwei asen) zu erzeugen.

Abb. 10 und 11 zeigen, daß langsame Abschreckung r Bildung so breiter Säume führen kann, daß sie ganze ristalle der zerfallenden Phase einnehmen, ebenfalls ı Beweis dafür, daß die Säume mit der δ-Kristallart ht identisch sein können. Abb. 11 zeigt das Gefüge er ternären Cu-Sn-Zn-Legierung, die langsam von 5°[1] abgeschreckt war. Die „wolkige" Struktur des der linken oberen Ecke befindlichen Kristalls ist isch für das ($\alpha + \delta$)-Eutektoid in „statu nascendi". Abb. 12 gibt das Gefüge einer Legierung wieder, die 540° in siedendem Wasser abgeschreckt wurde. Man ennt, daß diese Abschreckgeschwindigkeit gerade reichte, die verschiedenen Zustände der Eutektoidlung hervorzurufen; neben den dunklen Säumen sind ße zusammenhängende δ-Ränder und kleine δ-Krilchen zu sehen. Abb. 13 zeigt das Gefüge einer anen Legierung nach derselben Wärmebehandlung unstärkerer Vergrößerung. Die α-Kristalle, die offenbar impfend wirken, sind hier umgeben von Säumen, die aus zahlreichen kleinen Sternchen und Nadeln der δ-Kristallart bestehen. Beim Abschrecken von 530° in siedendem Wasser sind die δ-Kristalle schon bei niederen Vergrößerungen zu unterscheiden (Abb. 14). In beiden Fällen ist es schon nicht mehr zur Ausbildung der eigentlichen grauvioletten Säume gekommen, da die Abschreckgeschwindigkeit zu gering war. Auch eine rein eutektoide Legierung mit 27% Sn scheidet beim Abschrecken von Temperaturen oberhalb 520° stets primär δ-Kristalle aus. Im unterkühlten Zustande ist demnach das Eutektoid zu kupferreicheren Konzentrationen verschoben, so daß beim Abschrecken die Verlängerung der Kurve OM (Abb. 1) überschritten wird. Durch langsames Abschrecken von noch tieferer Temperatur erhält man das Eutektoid, das jetzt die ganzen Kristalle einnimmt, schon in ziemlich grober Form (Abb. 15), während es bei einer ternären Legierung zufällig gelang, das Eutektoid so feinkörnig zu erzeugen, daß es bei 1000facher Vergrößerung gerade aufzulösen war (Abb. 16).

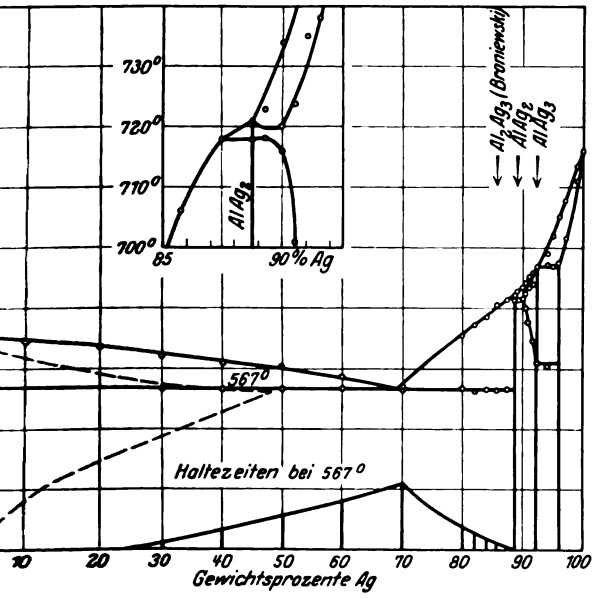
Aus den vorliegenden Ergebnissen ist zu schließen, daß die Bildung der Säume nicht mit der Umwandlung bei 587° zusammenhängt und nicht auf eine polymorphe Umwandlung der β-Kristallart zurückzuführen ist. Das Schaubild von Bauer-Vollenbruck wird also nicht davon berührt.

[1] Für die ternären Legierungen gelten andere Umwandstemperaturen.

Der Aufbau der aluminiumreichen Silber-Aluminiumlegierungen.

Von **M. Hansen**[1].

Durch eine Anzahl neuerer Arbeiten ist der Aufbau meisten binären Aluminium-Legierungen, insbedere der Grad der Löslichkeit der wichtigsten Zumetalle im Aluminium, im festen Zustande aufgeklärt.



Zustandsschaubild des Systems Ag—Al nach G. I. Petrenko.

die Löslichkeit des Silbers im Aluminium ist da nur sehr wenig bekannt. Durch die Alterungsche mit binären Silber-Aluminium-Legierungen von W. Kroll[1] ist bewiesen, daß eine Löslichkeit besteht und daß sie mit steigender Temperatur zunimmt. Zur Erweiterung unserer Kenntnis von der Konstitution der Aluminium-Legierungen und um die Grundlage für die Veredelung von binären und komplexen Aluminium-Legierungen mit Silber zu schaffen, schien es angezeigt, den Grad der Löslichkeit bei verschiedenen Temperaturen genauer zu bestimmen.

Frühere Untersuchungen.

Das System Aluminium-Silber wurde thermisch von H. Gautier[2] und G. I. Petrenko[3] untersucht. Gautier bestimmte nur die Kurve des Beginns der Erstarrung und erhielt einen Höchstwert entsprechend der Verbindung $AlAg_2$. Das vollständige Zustandsschaubild von Petrenko ist in Abb. 1 wiedergegeben. Petrenko schloß daraus auf die Existenz von den beiden Verbindungen $AlAg_2$ (88,89 Gew.-% Ag) und $AlAg_3$ (92,31 Gew.-% Ag). Der Verlauf seiner Kurven des Endes der Erstarrung im Konzentrationsgebiet der Verbindungen (s. Nebenabbildung) ist jedoch theoretisch unhaltbar. Eher wäre nach Petrenkos thermischen Daten anzunehmen, daß sich die Verbindung $AlAg_2$ durch eine peritektische Reaktion bei 718° bildet und daß die Legierung von der Zusammensetzung $AlAg_3$

Original: Z. Metallkunde Bd. 20, S. 217—222. 1928.

[1] W. Kroll: Metall u. Erz Bd. 23, S. 555—557. 1926.
[2] H. Gautier: Comptes Rendus Bd. 123, S. 109—112. 1896.
[3] G. I. Petrenko: Z. anorg. Chem. Bd. 46, S. 49—59. 1905.

Digitized by Google

dem Endpunkt der peritektischen Horizontalen bei 770° entspricht, also einen Grenzmischkristall darstellt.

Nach Petrenko bilden Aluminium und die Verbindung $AlAg_2$ ein Eutektikum bei etwa 69% Ag und 567°; aluminiumreiche Mischkristalle sind nicht vorhanden. Da Petrenko jedoch bei einer Legierung mit 20% Ag eine eutektische Kristallisation nicht mehr beobachtete, erscheint die Annahme einer beträchtlichen Löslichkeit des Silbers im Aluminium bei der eutektischen Temperatur bereits gerechtfertigt. Die Existenz eines Mischkristallgebietes entging Petrenko, da er nur ungeglühte Legierungen mikroskopisch prüfte und offenbar die beim Ätzen dunkel gefärbten Zonen der Schichtkristalle für Eutektikum ansah.

W. Broniewski[1] bestimmte die elektrische Leitfähigkeit, den Temperaturkoeffizienten des elektrischen Widerstandes, die thermo-elektrische Kraft und das Potential[2] der Silber-Aluminium-Legierungen. Die Kurven des Temperaturkoeffizienten (Abb. 2) und der thermoelektrischen Kraft zeigen zwei ausgeprägte Höchstwerte

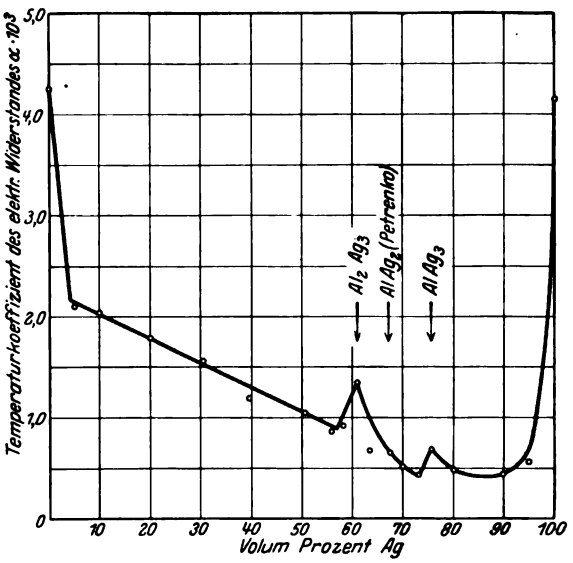


Abb. 2. Temperaturkoeffizient des elektrischen Widerstandes des Systems Ag—Al nach W. Broniewski.

bei 60,9 und 75,4 Volum-% Ag den Verbindungen Al_2Ag_3 (85,71 Gew.-% Ag) und $AlAg_3$ entsprechend. Hinsichtlich der aluminiumreicheren der beiden vermuteten Verbindungen gehen also Petrenkos und Broniewskis Ansichten auseinander. Da die von Broniewski angenommene Verbindung Al_2Ag_3 jedoch mit Petrenkos Erstarrungskurve nicht zu vereinen ist (vgl. Abb. 1), hat es größere Berechtigung mit Petrenko anzunehmen, daß sich eine Kristallart von der Formel $AlAg_2$ am Aufbau der aluminiumreichen Legierungen beteiligt[3]. Der steil abfallende Ast an der Aluminiumseite der Kurve des Temperaturkoeffizienten (Abb. 2) läßt ebenfalls das Vorhandensein von Mischkristallen erkennen.

[1] Broniewski: Ann. chim. phys. Bd. 25, S. 80—86. 1912.

[2] Eine Kritik der Potentialmessungen von Broniewski siehe bei R. Kremann: Elektrochemische Metallkunde in W. Guertlers Handbuch „Metallographie" Bd. II, Teil 1, Abschn. 3, S. 120—124. Berlin: Gebr. Borntraeger 1912.

[3] Immerhin bedarf die Frage nach der Zusammensetzung der Verbindung einer experimentellen Klärung, die jedoch nicht im Rahmen der vorliegenden Untersuchung liegt.

Nach Angaben von W. Kroll[1] beginnt die Löslichkeit bei 20° „mindestens bei 1,3% Ag" und erreicht bei etwa 525° „mindestens 9% Ag".

Experimentelles.

Die Legierungen wurden aus Feinsilber von Heraeus und deutschem Aluminium von größtmöglicher Reinheit[2] mit 0,10% Silizium, 0,16% Eisen, 99,74% Aluminium (Differenz) hergestellt. Das Aluminium wurde in Tiegeln aus Pythagorasmasse (Haldenwanger-Spandau) im elektrischen Ofen erschmolzen und das Silber nach und nach in kleinen Stücken gelöst.

Zur Aufnahme von Abkühlungskurven wurden die Schmelzen (100 g) im Ofen erkalten gelassen. Die Abkühlungsgeschwindigkeit betrug während der primären Kristallisation im Mittel 3° in der Minute. Für Temperaturmessungen dienten von der Physikalisch-technischen Reichsanstalt geeichte Pt—Pt/Rh-Thermoelemente.

Um ein feinkörniges Gefüge zu erzielen, wurden die Legierungen für die Glühversuche (120 g Einwaage) zu Blöckchen von 20 mm Dicke und 35 mm Breite vergossen. Die Kokille bestand aus weichem Eisen und hatte eine Wandungsstärke von 20 mm; sie wurde nicht vorgewärmt. Mit Ausnahme der neun Legierungen mit 13,84 bis 29,79% Ag (s. Tabelle 3) wurden die Blöckchen um 50% warm heruntergeschmiedet, doch wurden auch von den genannten Legierungen in einigen Fällen gestauchte Proben verwendet, insbesondere bei der Festlegung der Sättigungsgrenze bei 400° und 450°. In allen Legierungen mit Ausnahme der in Tabelle 1 angeführten wurde der Silbergehalt elektrolytisch bestimmt (Tabelle 3).

Die Glühungen wurden in elektrischen Röhrenöfen ohne Anwendung einer neutralen oder reduzierenden Atmosphäre ausgeführt. Bei den langen Glühungen wurde eine Temperaturkonstanz von wenigstens ± 5° durch Anwendung eines Temperaturreglers gewährleistet. Das Abschrecken erfolgte fast durchweg in Eiswasser.

Zum Ätzen der Schliffe diente 20proz. Natronlauge und das von J. R. Villela[3] angegebene Ätzmittel[4], das vorzügliche Dienste leistete. Geringe Mengen der Verbindung $AlAg_2$ ließen sich durch die Färbung, Form oder Art der Ausscheidung von den verunreinigenden Al-Fe-Si-Bestandteilen einwandfrei unterscheiden, auch in den Fällen, wo die Zahl der Verbindungskriställchen gegenüber den Verunreinigungen sehr gering war. Größere Mengen der Verbindung sind auch in ungeätzten Schliffen zu erkennen.

Das Zustandsschaubild.

Aus den Ergebnissen der Untersuchung wurde der in Abb. 3 dargestellte Teil des Gleichgewichtsschaubildes der Silber-Aluminium-Legierungen mit 0 bis 60 Gew.-% Ag gezeichnet.

[1] W. Kroll: l. c.

[2] Der Direktion des Lautawerkes sei auch an dieser Stelle für die bereitwillige Überlassung des Aluminiums bestens gedankt. Nach Mitteilung des Werkes sollte das Aluminium 0,08% Si, 0,13% Fe und 99,79% Al (Differenz) enthalten.

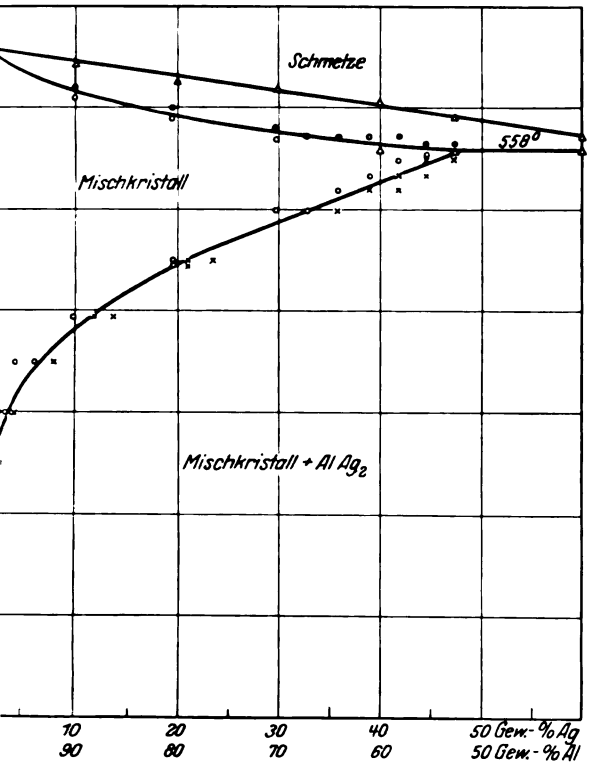
[3] M. G. Corson: Aluminium, The Metal and its Alloys. London: Chapman and Hall, Ltd., 1926.

[4] 3 (Volum-) Teile Glyzerin, 2 Teile Fluorwasserstoffsäure, 1 Teil konz. Salpetersäure.

Digitized by Google

1. Die Kurve des Beginns der Erstarrung.

Die Ergebnisse der thermischen Bestimmungen sind Tabelle 1 und Abb. 3 wiedergegeben. Die Tempe-turen liegen fast durchweg etwas tiefer, als die von etrenko an gleichen Legierungen bestimmten; die utektische Temperatur (558°) liegt um 9° tiefer. Wie e mikroskopische Untersuchung in Übereinstimmung mit ergab, liegt die eutektische Temperatur zwischen 5° und 565°. Die Legierungen mit 10, 20 und 30% Ag igten bei den im Ofen herrschenden Abkühlungsbe-ngungen keine eutektische Kristallisation.



3. Zustandsschaubild des Systems Ag—Al von 0 bis 60 Gew.-% Ag nach eigenen Untersuchungen.

elle 1. Thermische Bestimmung der Kurve des inns der Erstarrung und der eutektischen Tem-peratur (Abkühlungskurven).

Gew.-% Ag	Beginn der Erstarrung	Eutektische Temperatur
(Einwaage)	643°	—
„	627°	—
„	619°	—
„	607°	559°
(Analyse)	591°	557°
(Einwaage)	573°	558°

2. Die Kurve des Endes der Erstarrung.

)a die Temperaturen des Endes der Kristallisation Mischkristalle nicht mit Hilfe der Abkühlungskurven estellt werden konnten, wurden sie mikroskopisch immt. Die durch langes Glühen homogenisierten en wurden langsam auf die gewünschte Abschreck-peratur erhitzt und etwa 15 bis 20 Minuten konstant lten. Die Ergebnisse sind der Tabelle 2 und der . 3 zu entnehmen. Die Genauigkeit beträgt ± 5°. Kurve weist eine ziemlich starke, konvexe Krüm-g zur Konzentrationsachse auf.

Tabelle 2. Bestimmung der Kurve des Endes der Erstarrung.

Gew.-% Ag (Analyse)	Abschreck-temperatur	Feingefüge
9,94	610°	Homogener Mischkristall
	620°	Mischkristall u. schnell erstarrte Schmelze
19,51	590°	Homogener Mischkristall
	600°	Mischkristall u. schnell erstarrte Schmelze
29,79	570°	Homogener Mischkristall
	580°	Mischkristall u. schnell erstarrte Schmelze (Abb. 8)
32,90	572°	Mischkristall u. schnell erstarrte Schmelze
35,81	572°	desgl.
39,00	572°	desgl.
44,64	555°	Homogener Mischkristall
	565°	Mischkristall u. schnell erstarrte Schmelze
47,31	555°	Mischkristall und sehr wenig Verbindung
	565°	Mischkristall u. schnell erstarrte Schmelze

3. Die Löslichkeit des Silbers im Aluminium.

Die Löslichkeit des Silbers im Aluminium wurde bei 200°, 250°, 300°, 350°, 400°, 450°, 500°, 519°, 534° und 548° durch mikroskopische Prüfung von geglühten und abgeschreckten Proben bestimmt. Eine Bestimmung bei 100° und 150° gelang wegen der mangelnden Diffusion bei dieser Temperatur nicht, doch sind Anhaltspunkte gefunden (s. weiter unten), aus denen auf eine weitere Löslichkeitsabnahme unterhalb 200° zu schließen ist.

Um möglichst schnell den Gleichgewichtszustand bei den verschiedenen Temperaturen zu erreichen, wurden die Legierungen hinreichend lange bei hohen Temperaturen (im Gebiet der homogenen festen Lösungen) geglüht, abgeschreckt, mikroskopisch geprüft und darauf bei den beabsichtigten Temperaturen — von höheren Temperaturen kommend — angelassen. In anderen Fällen (in Temperaturgebieten hinreichend schneller Diffusion, d. h. oberhalb 300°) wurde außerdem in der Weise verfahren, daß die Legierungen durch Glühen bei hohen Temperaturen homogenisiert, darauf langsam auf die Abschrecktemperatur abgekühlt und vor dem Abschrecken eine Zeitlang bei dieser Temperatur konstant gehalten wurden. Beide Methoden bestätigten einander vollkommen, so daß dadurch die Sicherheit der gefundenen Ergebnisse erhöht wird. Einzelheiten über die Wärmebehandlung und die Ergebnisse der Gefügeuntersuchung sind der Tabelle 3 zu entnehmen.

In der Abb. 3 ist die gefundene Löslichkeitskurve wiedergegeben. Die Zustandspunkte sind nur soweit in das Schaubild eingezeichnet, als ihre Kenntnis für den Verlauf der Kurve notwendig ist. Die wahre Zahl der ermittelten Zustandspunkte sind aus der Tabelle 3 zu ersehen. Bei 200°, 250° und 300° beträgt die Genauigkeit der Löslichkeitsbestimmung 0,25%, bei höheren Temperaturen hätte diese Genauigkeit wegen der starken Löslichkeitszunahme oberhalb 400° nur durch eine bedeutend größere Anzahl Legierungen erreicht werden können. Immerhin ist die Löslichkeit zwischen 350° und 500° auf mindestens 1% Ag genau bestimmt. Von 450° bis zur eutektischen Temperatur (558°) ist die Löslichkeitskurve praktisch eine gerade Linie, die bei etwa 48% Ag in die eutektische Horizontale einmündet.

Digitized by Google

Tabelle 3. Bestimmung der Sättigungsgrenze der aluminiumreichen Mischkristalle.

Abschnitt Nr.	Abschrecktemperatur und Dauer der Glühung	Gew.-% Ag (Analyse)	Vorbehandlung	Feingefüge	Abb.
1	100° (Ölbad); 6 Wochen	0,45			—
		1,08		Homogener Mischkristall.	—
		1,47		Das Gefüge hat sich durch	—
		2,02	98 St. bei 515 ± 5° geglüht	Glühen bei 100° nicht geän-	—
		2,45	und abgeschreckt	dert: eine sichtbare Entmi-	—
		3,01		schung ist also nicht ein-	—
		3,98		getreten	—
		5,99			—
2	150° (Ölbad); 6 Wochen	0,45		Homogener Mischkristall?	—
		1,08			—
		1,47		Die Entmischung ist eingetre-	—
		2,02	98 St. bei 515 ± 5° geglüht	ten, jedoch ultramikroskopisch	—
		2,45	und abgeschreckt	klein; sie ist kenntlich am be-	—
		3,01		schleunigten und verstärkten	11
		3,98		Ätzangriff	—
		5,99			—
3	200 ± 5°; 32 Tage	0,45		Mischkristall	—
		1,08			12
		1,47	45 St. bei 537 ± 2° geglüht		13
		2,02	und abgeschreckt		—
		2,45		Mischkristall + $AlAg_2$ in Form	—
		3,01		von punktförmiger Ent-	—
		3,98		mischung	—
		5,99			—
		7,98	96 St. bei 540 bis 545° geglüht		—
		9,94	und abgeschreckt		—
		11,80			—
4	250 ± 5°; 100 Stunden	0,45	45 St. bei 537 ± 2° geglüht und	Mischkristall	—
		1,08	abgeschr., darauf 5 Tage bei	„	—
		1,47	300 ± 5° geglüht u. abgeschr.	„	—
		2,02	98 St. bei 525 bis 530° geglüht	Mischkristall + $AlAg_2$	—
		2,45	u. abgeschr., darauf 6 Tage bei	„	14
		3,01	350 ± 5° geglüht u. abgeschr.	„	—
		3,44	24 St. bei 460 ± 5° geglüht und abgeschreckt	„	—
5	300 ± 5°; 5 Tage	0,45		Mischkristall	—
	5 „	1,08		„	—
	5 „	1,47	45 St. bei 537 ± 2° geglüht	„	—
	12 „	2,02	und abgeschreckt	„	—
	12 „	2,45		„	—
	12 „	3,01		„	—
	7 „	3,44	24 St. bei 460 ± 5° geglüht und abgeschreckt	Mischkristall + $AlAg_2$	18
	12 „	3,98	wie 0,45 bis 3,01% Ag	„	—
	12 „	5,99		„	17
	12 „	7,98	96 St. bei 540 bis 545° geglüht	„	—
	12 „	9,94	und abgeschreckt	„	15 u. 16
	12 „	11,80		„	—
6	350 ± 5°; 6 Tage	2,02		Mischkristall	—
		2,45		„	—
		3,01		„	—
		3,98	98 St. bei 525 bis 530° geglüht	„	—
		5,99	und abgeschreckt	„	—
		7,98		Mischkristall + $AlAg_2$	19
		11,80		„	—
7	400 ± 5°; 2 Tage	2,02		Mischkristall	—
		2,45		„	—
		3,01		„	—
		3,98	98 St. bei 525 bis 530° geglüht	„	—
		5,99	und abgeschreckt	„	—
		7,98		„	—
		9,94		„	—
		11,80		Mischkr. + sehr wenig $AlAg_2$	—
	395°; in 24 Std. von 520°	7,98	96 St. bei 540 bis 545° geglüht	Mischkristall	—
	auf 395° abgekühlt und	9,94	und abgeschreckt	„	—
	abgeschreckt	11,80		„	—

Digitized by Google

Tabelle 3 (Fortsetzung).

b-nitt r.	Abschrecktemperatur und Dauer der Glühung	Gew.-% Ag (Analyse)	Vorbehandlung	Feingefüge	Abb.
7	394°; von 500° langsam auf 394° abgekühlt, 2 St. konstant gehalten und abgeschreckt	7,98	48 St. bei 505 bis 510° geglüht, auf 500° abgekühlt und abgeschreckt	Mischkristall	—
		9,94		„	—
		11,80		Mischkr. + sehr wenig $AlAg_2$	—
		13,84		Mischkristall + $AlAg_2$	—
		15,62		„	—
		17,69		„	20
8	446°; 94 St. bei 530 ± 5° geglüht, in 6 St. auf 446° abgekühlt und abgeschreckt	7,98	keine	Mischkristall	—
		9,94		„	—
		11,80		„	—
		13,84		„	—
		15,62		„	—
		17,69		„	—
		19,51		„	—
		21,15		Mischkr. + sehr wenig $AlAg_2$	—
		23,69		Mischkristall + $AlAg_2$	—
		25,81		„	—
		27,82		„	—
		29,79		„	—
	450°; 60 St. bei 500 ± 5° geglüht, in 10 St. auf 450° abgekühlt und abgeschreckt	15,62	keine	Mischkristall	—
		17,69		„	—
		19,51		„	—
		21,15		Mischkristall + $AlAg_2$	—
		23,69		„	—
		25,81		„	—
		27,82		„	—
	448°; von 500° auf 448° abgeglüht, 1½ St. konstant gehalten und abgeschreckt	19,51	48 St. bei 505 bis 510° geglüht und abgeschreckt	Mischkristall	—
		21,15		Mischkr. + sehr wenig $AlAg_2$	—
		23,69		Mischkristall + $AlAg_2$	—
		25,81		„	—
		27,82		„	—
		29,79		„	21
	500°; 48 St. bei 505 bis 510° geglüht, auf 500° abgekühlt und abgeschreckt	7,98	98 St. bei 515 ± 5° geglüht und abgeschreckt		—
		9,94			—
		11,80			—
		13,84	keine	Homogener Mischkristall	—
		15,62			—
		17,69			—
		19,51			—
		21,15			—
		23,69			—
		25,81			—
		27,82			—
		29,79			—
	498°; in 2 St. von 540° auf 500° abgekühlt, 2½ St. konstant gehalten und abgeschreckt	32,90	29 St. bei 545 bis 550° geglüht (die letzten 2 St. nicht unter 548°) und abgeschreckt	Mischkristall	—
		35,81		Mischkristall + $AlAg_2$	—
		39,00			—
		41,87			—
		44,64			—
		47,31			—
	495 ± 5°; 24 St.	32,90	keine	Mischkristall	—
		35,81			—
		39,00			—
		41,87		Mischkristall + $AlAg_2$	—
		44,64			—
		47,31			—
	519°; 2 St.	32,90	keine	Mischkristall	—
		35,81		„	—
		39,00		Mischkristall + $AlAg_2$	—
		41,87		„	—
	534°; 4 St.	32,90	keine	Mischkristall	—
		35,81		„	—
		39,00		„	—
		41,87		Mischkristall + $AlAg_2$	10

Digitized by Google

Tabelle 3 (Fortsetzung).

Abschnitt Nr.	Abschrecktemperatur und Dauer der Glühung	Gew.-% Ag (Analyse)	Vorbehandlung	Feingefüge	Abb.
12	548°; 29 St. bei 545 bis 550° geglüht (die letzten 2 St. nicht unter 548°)	32,90	keine	Mischkristall	—
		35,81		„	—
		39,00		„	—
		41,87		„	—
		44,64		Mischkr. + sehr wenig $AlAg_2$	—
		47,31		„	—
13	515 ± 5°; 98 St.	0,45 bis 5,99	keine	Homogener Mischkristall	9
	525 bis 530°; 98 St.	2,02 bis 11,80			—
	537 ± 2°; 45 St.	0,45 bis 3,90			—
	540 bis 545°; 96 St.	5,99 bis 11,80			—
	505 bis 510°; 48 St.	7,98 bis 29,79			—
14	Raumtemperatur; in 60 St. von 535° auf Raumtemperatur abgekühlt	0,45	40 St. bei 535 ± 5° geglüht	Mischkristall[1]	—
		1,08		„	—
		1,47		„	—
		2,02		„	—
		2,45		„	—
		3,01		Mischkristall + $AlAg_2$	—
		3,98		„	—
		5,99		„	—
		7,98		„	—
		9,94		„	—
		11,80		„	—
15	Gußzustand (kalte Eisenkokille)	0,45 bis 27,82	—	zoniger Mischkristall	4 u. 5
		29,79 bis 47,31	—	zoniger Mischkristall + $AlAg_2$	6

Die Löslichkeit des Silbers im Aluminium nimmt mit steigender Temperatur außerordentlich stark zu. Eine derartig große Löslichkeitsänderung (um nahezu das Hundertfache) ist bisher in metallischen Systemen noch nicht beobachtet worden. In Abb. 1 ist ein Teil der Löslichkeitskurve in das Petrenkosche Schaubild eingezeichnet. Die Untersuchung hat weiter zu der überraschenden Tatsache geführt, daß bei höheren Temperaturen nach Zink[2] Silber am stärksten im Aluminium löslich ist. Die Löslichkeit bei Raumtemperatur bleibt dagegen weit hinter der des Zinks zurück und entspricht etwa der Löslichkeit des Kupfers, die nach E. H. Dix und H. H. Richardson[3] bei 200° 0,5% Cu, bei der eutektischen Temperatur 548° dagegen nur 5,6% Cu beträgt.

4. Das mikroskopische Gefüge.

Die Gegenwart der Verunreinigungen im Aluminium war in keinem Falle störend, da die Art der Ausscheidung der Verbindung $AlAg_2$, selbst wenn die Verbindung in sehr geringen Mengen vorhanden war, keinen Zweifel darüber ließ, ob sich eine Legierung innerhalb oder außerhalb des Zustandsfeldes der aluminiumreichen Mischkristalle befand. Bei den bei 200°, 250° und 300° angelassenen Legierungen lag die Verbindung infolge der „zwangsweise" eingeleiteten Entmischung in Form sehr kleiner, über das ganze Korn fein verteilter Kriställchen vor, deren Größe naturgemäß von der Glühtemperatur und Glühdauer abhängt. In den von hohen Temperaturen auf die Abschrecktemperatur abgekühlten Legierungen konnte sich dagegen die Verbindung in Form größerer, verschieden orientierter Nadeln ausscheiden. Bei größeren Verbindungskristallen war eine Verwechslung mit den Eisen-Silizium-Verunreinigungen schon durch die charakteristische silberweiße Färbung der Verbindung $AlAg_2$ ausgeschlossen. Nachfolgend sollen einige Gefügebilder besprochen werden[1].

Die in kalte Kokille gegossenen Legierungen mit Silbergehalten unter etwa 30% bestanden aus stark inhomogenen Mischkristallen. Durch die Abschreckwirkung der Kokille wurde also die Entmischung (Überschreiten der Löslichkeitskurve) unterdrückt. Abb. 4 zeigt das Gefüge einer solchen Legierung. In den zuletzt erstarrten silberreichen Zonen sind die Verunreinigungen des Aluminiums ausgeschieden. Die Stärke der Zonenbildung nimmt naturgemäß mit kleiner werdendem Unterschied in der Zusammensetzung zwischen zuerst

[1] In den Legierungen mit 0,45 bis 2,45% Ag trat wegen mangelnder Diffusion bei den Temperaturen des Beginns der Entmischung keine Ausscheidung der Verbindung ein.

[2] D. Hanson und M. L. V. Gayler: J. Inst. Metals Bd. 27, S. 267—294. 1922; T. Tanabe: Ebenda Bd. 32, S. 415—452. 1924; J. Isihara: Ebenda Bd. 33, S. 73—89. 1925.

[3] E. H. Dix und H. H. Richardson: Trans. Amer. Inst. Min. Met. Eng. Bd. 73, S. 560—579. 1926.

[1] Da die Bezeichnung der Abbildungen in der letzten Spalte der Tabelle 3 angegeben ist, sind die genauen Wärmebehandlungen dieser Tabelle zu entnehmen.

Digitized by Google

usgeschiedenem Mischkristall und übriggebliebener Schmelze ab (Abb. 5). Auch in Abb. 5 sind die Verunreinigungen an den Korngrenzen deutlich zu erkennen. Die Legierungen mit 32,9% und mehr Ag enthielten im egossenen Zustande geringe Anteile der hellen Verbindung $AlAg_2$, doch in bedeutend geringerer Menge als em Gleichgewicht entspricht (Abb. 6). Größere Verindungskristalle sind in der Abb. 7 zu sehen. Diese egierung war langsam aus dem Schmelzfluß abgekühlt Abkühlungskurve), so daß auch die Entmischung nach ollendeter Erstarrung eintreten konnte. Bei starker Vergrößerung erkennt man nämlich, daß die grauen Flächen er Abb. 7 aus zahllosen winzigen Nadeln der Verindung bestehen.

Abb. 8 gibt das typische Gefüge einer Legierung ieder, die bei Temperaturen oberhalb des Beginns des chmelzens abgeschreckt wurde.

Abb. 9 ist bezeichnend für das Gefüge aller Legiengen, die im Gebiet der aluminiumreichen Mischristalle abgeschreckt wurden. Die Verunreinigungen

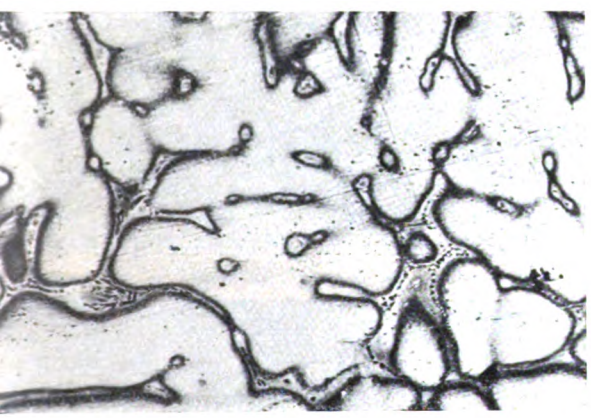


Abb. 4. 17,69% Ag. In kalte Kokille gegossen. $v = 300$.

d durch das Schmieden vorwiegend zeilenförmig in n rekristallisierten Mischkristallgefüge angeordnet.

Um zu zeigen, daß die Löslichkeit des Silbers tatsächh sehr hohe Werte erreicht, ist Abb. 10 wiedergegeben. hier noch vorhandenen geringen Mengen der Verdung sind durch Anlaufen an der Luft dunkelgefärbt. Die Abb. 11 bis 21 sollen die verschiedene Art der sscheidung der Verbindung nach verschiedenen Wärbehandlungen veranschaulichen. Durch Anlassen bei ° der bei 515° abgeschreckten Legierungen mit 0,45 5,99% Ag gelang es wegen der mangelnden Diffusion dieser Temperatur nicht, eine mikroskopisch sichte Entmischung zu bewirken — wenigstens nicht nach öchiger Glühdauer. Die Proben verhielten sich beim en genau so wie vor dem Anlassen. Nach 6wöchiger hung bei 150° war dagegen eine bedeutend stärkere greifbarkeit durch das Ätzmittel festzustellen[1]. Die liffe liefen sofort nach dem Eintauchen in das Ätztel an und hatten das in Abb. 11 wiedergegebene ssehen. Selbst bei mehr als 1000facher Vergrößerung en ausgeschiedene Verbindungspartikel nicht zu ernen. Der offenbar durch Lokalelementwirkung (in-

[1] Nach 3 Wochen bei 150° war noch keine Veränderung zustellen.

folge feindisperser Ausscheidung der Verbindung) hervorgerufene beschleunigte Ätzangriff ist auch von O. Dahl[1] an gealterten Cu-Mg-, Cu-Mg-Sn- und Cu-Be-Legierungen beobachtet worden. Die Legierung mit 0,45% Ag zeigte ein etwas abweichendes Verhalten, da sie bei 150° natürlich sehr wenig — wenn überhaupt — Verbindung enthalten kann. Es ist also auf diesem Wege nicht möglich, zu entscheiden, ob unterhalb 200° die Löslichkeit des Silbers weiter fällt. Da bei dieser Legierung jedoch nach dem Altern bei 100° und 150° eine kleine, aber deutliche Härtesteigerung[2] festgestellt werden konnte, so ist mit großer Wahrscheinlichkeit anzunehmen, daß die Sättigungsgrenze bei Raumtemperatur unter 0,45% Ag liegt.

Die Abb. 12 und 13 zeigen das Gefüge von Legierungen nach 32tägigem Glühen bei $200 \pm 5°$. Während die Legierung mit 0,45% Ag nach dieser Behandlung noch einwandfrei als homogen zu erkennen war, hatten sich in der Legierung mit 1,08% Ag kleine Verbindungskristalle ausgeschieden, die schon bei ziemlich schwachen

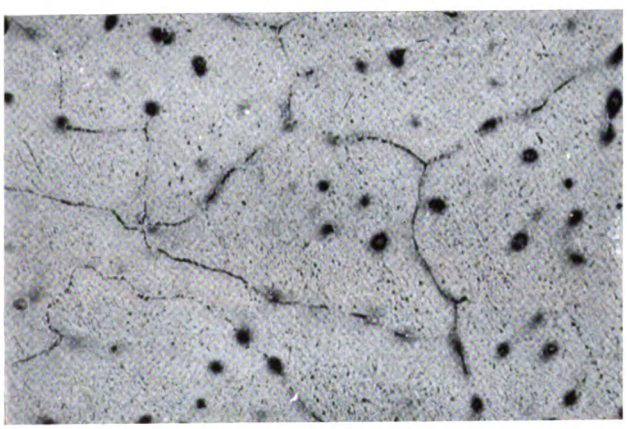


Abb. 5. 7,98% Ag. In kalte Kokille gegossen. $v = 300$.

Vergrößerungen deutlich zu erkennen sind (Abb. 12). In den silberreicheren Legierungen ist die Zahl der Teilchen so groß, daß das Gefüge bei schwachen Vergrößerungen das Aussehen einer aufgerauhten Fläche hat. Bei stärkerer Vergrößerung sind dagegen die ausgeschiedenen Teilchen zu erkennen und von den Kristallen der Verunreinigung zu unterscheiden (Abb. 13).

Nach dem Anlassen bei 250° und höheren Temperaturen haben die Verbindungskristalle schon die typische nadelige Form angenommen (Abb. 14); in silberreicheren Legierungen ist jedoch bei derselben Vergrößerung diese Art der Ausscheidung nicht deutlich zu erkennen (Abb. 15), wohl aber bei höheren Vergrößerungen (Abb. 16 und 17). In der Abb. 17 sind die Verunreinigungen ebenfalls gut zu unterscheiden.

Die in Abb. 18 und 19 wiedergegebenen Bilder gehören Legierungen an, die im heterogenen Gebiet nahe der Löslichkeitsgrenze liegen. Die an Silbergehalt jeweils niederen Legierungen mit 3,01 bzw. 5,99% Ag waren homogen wie Abb. 9.

[1] O. Dahl: Wiss. Veröff. Siemenskonzern Bd. 6/1, S. 222 bis 234. 1927; Z. Metallkunde Bd. 20, S. 22—24. 1928.

[2] M. Hansen: Naturwissenschaften Bd. 16, S. 417—419. 1928.

Digitized by Google

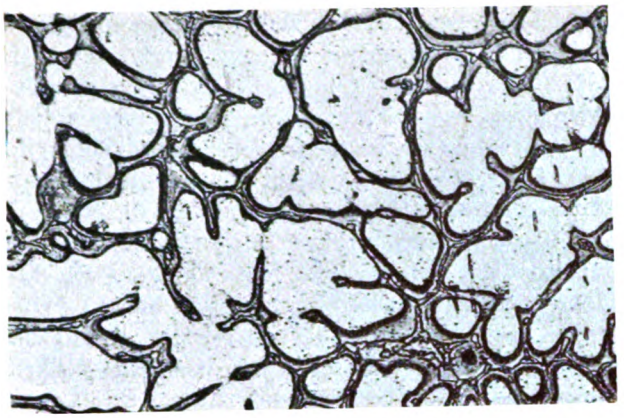


Abb. 6. 32,90% Ag. In kalte Kokille gegossen. $v = 300$.

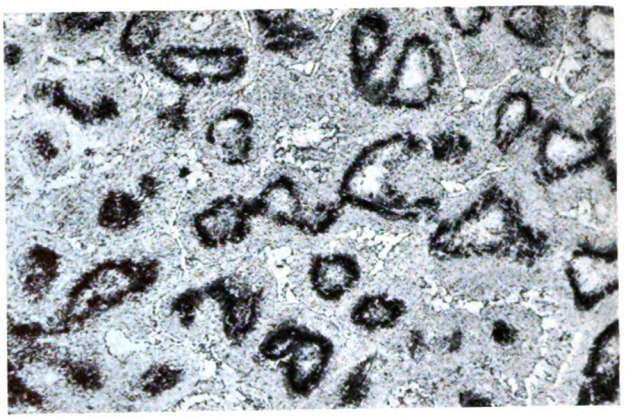


Abb. 7. 47,31% Ag. Langsam aus dem Schmelzfluß erstarrt. $v = 100$.

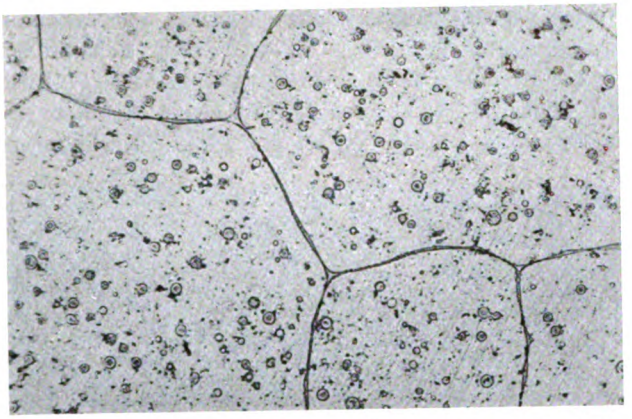


Abb. 8. 29,79% Ag. Bei 580° abgeschreckt. $v = 200$ (vgl. Tabelle 2).

Abb. 9. 9,94% Ag. 98 St. bei 515 ± 5° geglüht und abgeschreckt. $v = 200$.

Abb. 10. 41,87% Ag. 4 St. bei 534° geglüht und abgeschreckt. $v = 300$.

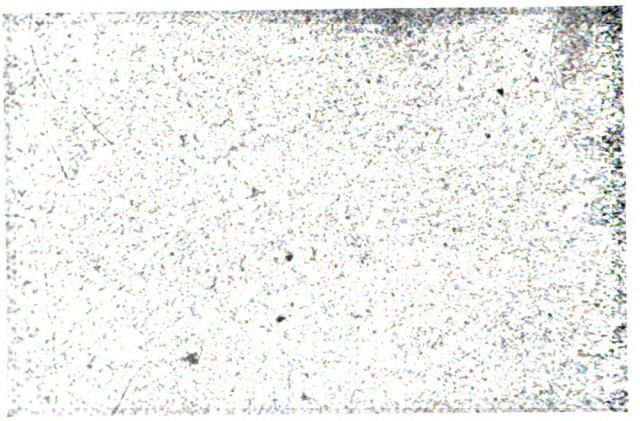


Abb. 11. 3,01% Ag. Wie Abb. 9 und darauf 6 Wochen bei 150° geglüht. $v = 200$.

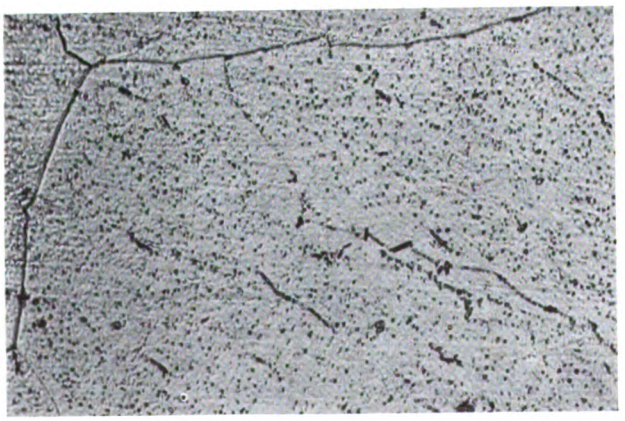


Abb. 12. 1,08% Ag. 45 St. bei 537 ± 2° geglüht und abgeschreckt und darauf 32 Tage bei 200 ± 5° geglüht und abgeschreckt. $v = 300$.

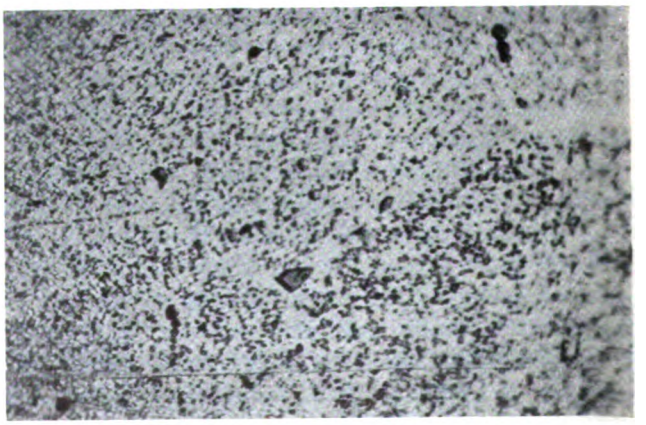
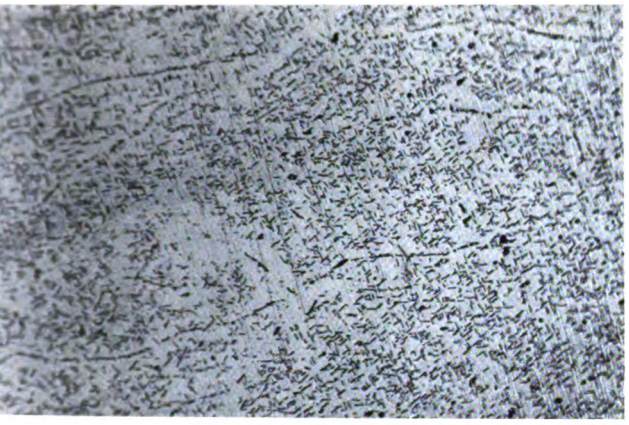


Abb. 13. 1,47% Ag. Wie Abb. 12. $v = 800$.

Digitized by Google



bb. 14. **2,45% Ag. 100 St. bei 250 ± 5° geglüht und abgeschreckt. (Siehe Tab. 3, Abschn. 4.)** $v = 200$.

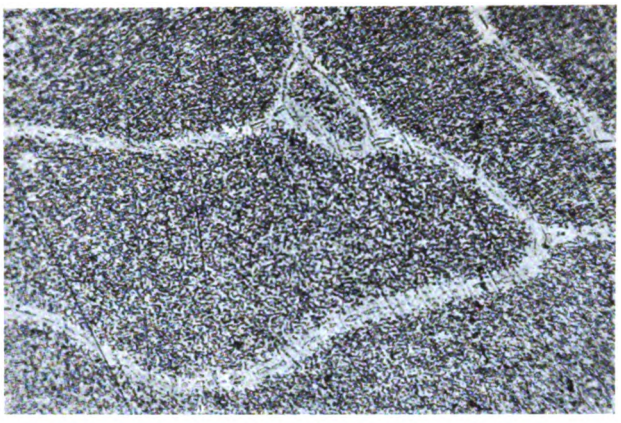


Abb. 15. 9,94% Ag. 96 St. bei 540 bis 545° geglüht und abgeschreckt und darauf 12 Tage bei 300 ± 5° geglüht und abgeschreckt. $v = 200$.

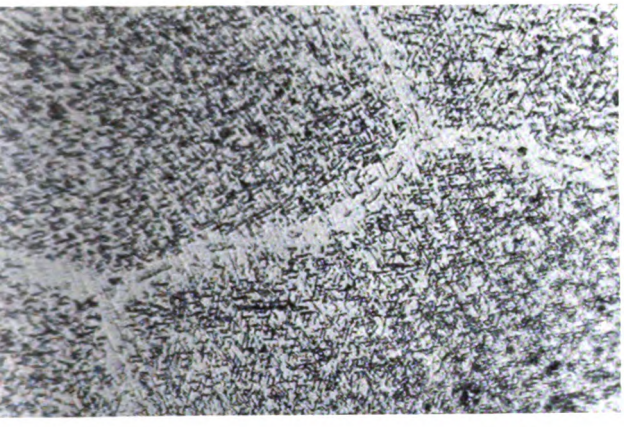


Abb. 16. 9,94% Ag. Wie Abb. 15. $v = 400$.

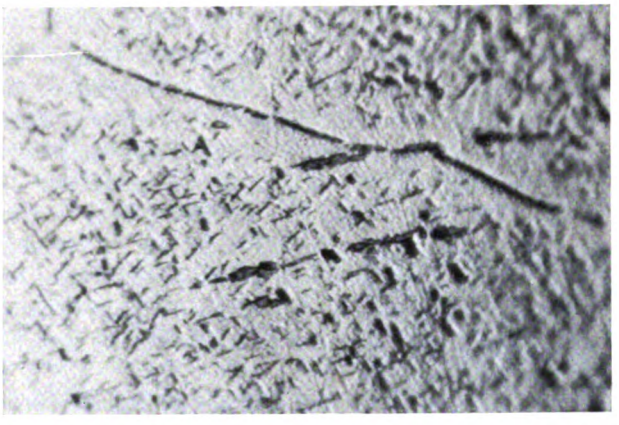
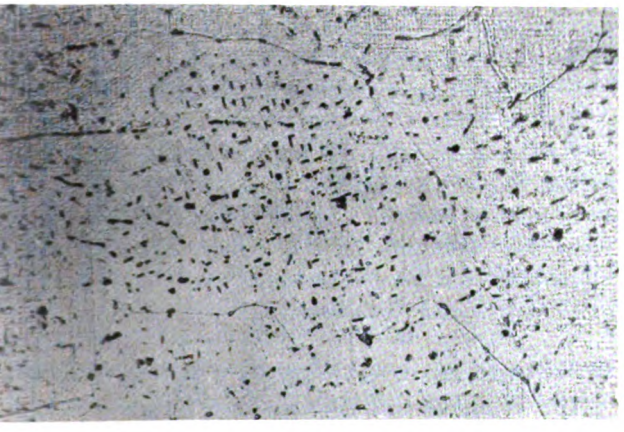


Abb. 17. 5,99% Ag. Wie Abb. 15. $v = 800$.



b. 18. **3,44% Ag. Wie Abb.** 15, jedoch nur 7 Tage bei 300 ± 5° **geglüht.** $v = 200$.

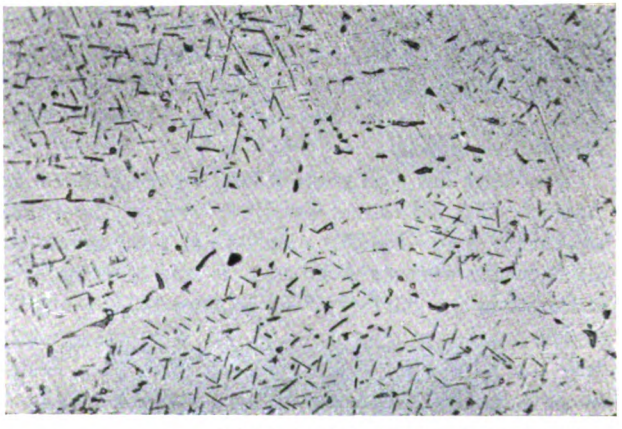


Abb. 19. 7,98% Ag. 98 St. bei 525° bis 530° geglüht und abgeschreckt und darauf 6 Tage bei 350 ± 5° geglüht und abgeschreckt. $v = 200$.

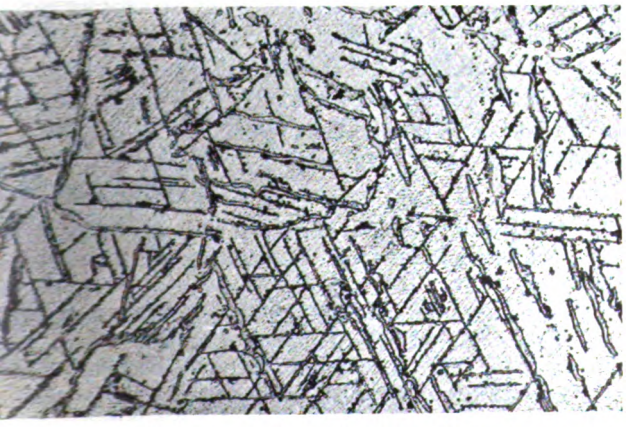


Abb. 20. **17,69% Ag. Behandlung siehe Tab. 3,** Abschn. 7. $v = 200$.

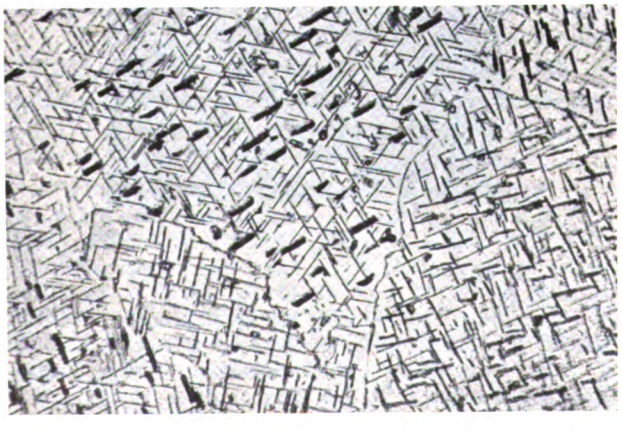


Abb. 21. 29,79% Ag. Behandlung siehe Tab. 3, Abschn. 8. $v = 200$.

Digitized by Google

Größere und zahlreichere Verbindungskristalle sind in den Abb. 20 und 21 zu sehen. Diese Abbildungen sind für alle oberhalb 400° im heterogenen Gebiet abgeschreckten und für die langsam von hohen Temperaturen abgekühlten Legierungen bezeichnend.

Zusammenfassung.

Das Gleichgewichtsschaubild der Silber-Aluminium-Legierungen im Bereich von 0 bis 60% Ag wurde ausgearbeitet. Die Kurve des Beginns der Erstarrung und die eutektische Temperatur wurden thermisch bestimmt, die Kurven des Endes der Erstarrung und die Löslichkeitskurve des Silbers im Aluminium wurden mikroskopisch festgelegt. Die Löslichkeit des Silbers nimmt von 0,75% Ag bei 200° auf etwa 48% Ag bei der eutektischen Temperatur 558° zu und beträgt bei 250° bzw. 300°, 350°, 400°, 450° und 500° 1,75% bzw. 3,25%, etwa 6,5%, 12%, 21% und 33% Ag. Unterhalb 200° nimmt die Löslichkeit — wie wohl aus Härtungsversuchen gefolgert werden kann — wahrscheinlich noch weiter ab, so daß die Sättigungsgrenze bei Raumtemperatur unter 0,5% Ag liegt.

Der Notgemeinschaft der Deutschen Wissenschaft sei für die Unterstützung der Untersuchung durch Überlassung von Apparaten herzlich gedankt.

Zur Entstehung des Gußgefüges.

Von Frhrn. v. **Göler** und **G. Sachs**[1].

Die Eigenschaften eines Gußstückes hängen von seinem Aufbau ab, d. h. von der Kristallausbildung, der Anordnung der Verunreinigungen und Undichtigkeiten[2]. Diese letzteren sind aber von der Kristallausbildung nicht unabhängig, oder sie hängen wenigstens von den gleichen Faktoren ab, so daß das Gefügebild eines Gußstückes bis zu einem gewissen Grad auch über seine Eigenschaften Aufschluß gibt. Besonders in letzter Zeit hat man vielfach eine Verbesserung der Eigenschaften durch planmäßige Beeinflussung des Gefüges zu erreichen versucht[3].

Von diesem Gesichtspunkt aus hat die Erkenntnis der Gesetze, denen die Kristallausbildung unterliegt, eine große praktische Bedeutung. Über die Gesetze der Erstarrung wissen wir heute jedoch nur äußerst wenig. In welcher Weise die durch Größe, Gestalt, Orientierung und Anordnung der Kristalle mannigfaltig unterschiedenen Gefügebilder zustande kommen, ist bisher kaum untersucht worden.

Die Frage der Gefügeausbildung ist ein Problem der Wärmeleitung. Während der Erstarrung ist die Grenze fest-flüssig stets eine Fläche konstanter Temperatur, und die Kristalle wachsen senkrecht zu dieser Fläche, d. h. in Richtung des stärksten Temperaturgefälles weiter[4].

Die mathematische Aufgabe, die Temperaturverteilung und insbesondere die jeweilige Lage der Erstarrungsfläche und der Linien des Temperaturgefälles zu berechnen, bietet erhebliche mathematische Schwierigkeiten und ist bisher selbst in einfachen Fällen nur unter Vernachlässigungen lösbar, die für die vorliegende Aufgabe unzulässig sind[5].

Für die hauptsächlich in Frage kommenden Fälle zylindrischer und prismatischer Güsse gibt es jedoch eine Reihe Möglichkeiten, aus Versuchen über den Verlauf der Erstarrung und des Kristallwachstums einige Regeln abzuleiten. Wir beschränken uns im folgenden auf Bedingungen, bei denen der Mantel des Gusses an allen Stellen auf gleicher Temperatur gehalten wird. Dieser einfachste Fall wird sich zwar nicht vollständig verwirklichen lassen, da der Guß sich einerseits infolge Wärmezusammenziehung und Schrumpfung von der Kokille loslöst, und anderseits die Gußoberfläche ungleichmäßige Temperatur haben wird. Die Versuche zeigen jedoch, daß die dadurch bedingten Störungen in der Gefügeausbildung gering sein müssen, da das Ergebnis von den Versuchsbedingungen wenig beeinflußt wird.

Ist die Frage einmal für diesen einfachsten Fall so weit gelöst, daß die Gefügeausbildung für jeden irgendwie gestalteten Körper vorausgesagt werden kann, so dürfte es keine Schwierigkeiten bilden, qualitativ auch den Einfluß ungleichmäßiger Abkühlung zu berücksichtigen.

Die erste Aufgabe, die wir uns nun stellen, ist die Feststellung der Beziehungen zwischen dem Querschnitt der Gußform und der Kristallausbildung. In welcher Weise diese weiterhin durch die Gußtemperatur und die Abkühlungsbedingungen bestimmt wird, sei einer späteren Untersuchung vorbehalten.

Gießversuche mit verschiedenartig gestalteten Kokillen.

In Güssen treten häufig strahlige Kristalle[1] auf, die bis zu einem gewissen Grade über den Erstarrungsverlauf Auskunft geben. Die Längsrichtung der strahligen Kristalle muß nämlich an jeder Stelle senkrecht auf der augenblicklichen Erstarrungsfläche stehen; das Wachstum erfolgt also in Richtung des Temperaturgefälles, das auch den Wärmestrom bestimmt. Denn wie sich geometrisch leicht zeigen läßt, schreiten gleich schnell nebeneinander wachsende Kristalle in Richtung des Wärmestroms fort, ohne sich gegenseitig zu verdrängen[2]. Wenn letzteres trotzdem häufig zu beobachten ist, so sind hierfür Unterschiede in den Wachstumsgeschwindigkeiten

---

[1] Original: Z. V. d. I. Bd. 71, S. 1353. 1927.

[2] O. Bauer und G. Sachs: Metall Erz Bd. 25, S. 154. 1927.

[3] A. W. und H. Brearley: Blöcke und Kokillen. Berlin: Julius Springer 1926; F. Leitner: Ber. Werkstoffausschuß V. d. E. Nr. 57, 77. 1925; Stahleisen Bd. 46, S. 525ff. 1926; W. Wunder: Z. Metallkunde Bd. 19, S. 275. 1927; P. Siebe und L. Katterbach: Z. Metallkunde Bd. 19, S. 177. 1927.

[4] W. Rosenhain: An Introduction to the Study of Physical Metallurgy, S. 286. London 1916.

[5] Riemann-Weber: Partielle Differentialgleichungen, Bd. II, S. 117. 1912.

[1] Vgl. J. Czochralski: Moderne Metallkunde. Berlin 1924.

[2] Vgl. A. Schubnikow und G. Lämmlein: Z. Krist. Bd. 65, S. 297. 1927. Den umgekehrten Fall, daß ein schneller wachsender Kristall in einer Röhre alle anderen verdrängt, behandeln R. Groß und H. Möller: Z. Phys. Bd. 19, S. 375. 1923.

Digitized by Google

ler in der Regel verschieden gerichteten Kristalle oder Unregelmäßigkeiten im Erstarrungsvorgang verantwortlich zu machen.

Die strahlige Gefügeausbildung gibt also Aufschluß über das Fortschreiten der Erstarrung im Guß.

Es ist auch von einigem praktischen Wert, die Gesetze der strahligen Gefügeausbildung zu kennen. Denn das Auftreten strahliger Kristalle fürchtet der Betriebsingenieur wegen der damit häufig verbundenen schlechten Weiterverarbeitbarkeit der Güsse[1]. Dies beruht wohl hauptsächlich auf der ungünstigen Verteilung von Verunreinigungen und Hohlräumen in solchen Güssen. Durch entsprechende Gestaltung der Gußformen und Beeinflussung der Temperaturverteilung auf andre Weise sucht man bisweilen diese Fehler zu verringern.

Unter welchen Umständen strahlige Kristalle entstehen, ist bisher nicht geklärt; jedenfalls werden sie nach äußerlich sehr verschiedenen Abkühlungsbedingungen beobachtet. Dies ist an sich nicht besonders verwunderlich, da ja die Kristallausbildung allein vom Verlauf der Erstarrung abhängen muß, nicht aber von den Temperaturverhältnissen vor und nach der Erstarrung. Eine Untersuchung der genauen Zusammenhänge ist in einer späteren Arbeit vorgesehen.

Die Ausbildung des Gefüges wurde nun an einer Reihe von Zinkgüssen verfolgt, die in kleinen Kokillen aus verschiedenartig gestaltetem Messingrohr von 1 mm Wanddicke hergestellt wurden. Die Kokillen wurden mit der Schmelze gefüllt und nach 10 bis 15 Sekunden in kaltes Wasser gestellt, so daß die Temperatur der äußeren Messingwand zwischen 20 und 50° angenommen werden kann.

Bei einigen Vorversuchen ergab sich, daß nur in einem engen mittleren Bereich der Gießtemperatur ein durchgängig strahliges Gefüge erreicht werden konnte, das eigenartigerweise häufig sehr grob ausfiel. Bei Gießtemperaturen, die gerade ausreichten, um den größten Teil der Schmelze bis zum Eintauchen ins Wasser flüssig zu erhalten, fielen die Kristalle verhältnismäßig klein aus mit Andeutungen strahliger Gestalt, Abb. 15; bei höhen Gießtemperaturen war meist nur der Rand strahlig ausgebildet, während die Mitte feinkörnig ausfiel, Abb. 9.

Die Versuche waren nicht eingehend genug, um bei jeder Kokillenform die für die Ausbildung strahliger Kristalle günstige Gießtemperatur zu erkennen. Im allgemeinen erwies es sich als ausreichend, bei Kokillen von großem Querschnitt bei etwa 525° bis 550°, bei kleinem Querschnitt bis 600° hinauf zu vergießen. Bei dünnwandigen Kokillen (0,5 mm Wanddicke) konnte bis 650° hinabgegangen werden. Auf diese Weise wurde eine Anzahl von Güssen hergestellt, und von ihnen Querschnitte angeätzt[2], von denen einige in Abb. 1 und f wiedergegeben sind.

[1] A. W. und H. Brearley: Blöcke und Kokillen, S. 4ff.; H. Wunder: Z. Metallkunde Bd. 19, S. 275. 1927; J. Czochralski: Z. Metallkunde Bd. 18, S. 1ff. 1926; E. Seidl und E. Schiebold: Z. Metallkunde Bd. 17, S. 221ff. 1925; Bd. 18, S. 241ff. 1926; O. Bauer und G. Sachs: Metall Erz Bd. 25, S. 154. 1927; P. Siebe und L. Katterbach: Z. Metallkunde Bd. 19, S. 177. 1927.

[2] Abwechselnd mit Lösung mit 20% $CuCl_2$ und Salzsäure (0,1%).

Wir können nun diesen Abbildungen einige Regeln über die Abhängigkeit der Gefügeausbildung vom Querschnitt der Kokille entnehmen.

Abb. 1. Querschnitt eines zylindrischen Zinkgusses. (Gegossen bei 540°; geätzt mit Kupferchlorid und Salzsäure; 1,9mal vergr.)

Beim Kreis-Querschnitt, Abb. 1, ist die radiale Aufwachsung der Kristalle selbstverständlich; diese Ausbildung folgt einfach aus der Rotationssymmetrie des Querschnitts. In Wirklichkeit fällt allerdings das Gefügebild stets etwas ungleichmäßig aus; wohl infolge des verstärkten Wettstreites, den die allmähliche Verjüngung der Kristalle nach innen zu erweckt, bilden sich einige Kristalle auf Kosten der andern besonders stark aus.

Ebenso einfach ist der Fall einer unendlich ausgedehnten planparallelen Platte, wie sie etwa durch den mittleren Teil eines flachen rechteckigen Querschnitts, Abb. 2, verwirklicht wird. Auf jeder der beiden ebenen Begrenzungsflächen wachsen die Kristalle senkrecht auf und treffen sich schließlich in der Mitte in einer scharfen Trennungslinie.

Abb. 2. Ausschnitt aus dem Querschnitt einer Zinkplatte. (Gegossen bei 525°; 2,8mal vergr.)

Um die Gefügeausbildung der übrigen Querschnittformen klar zu erkennen, erscheint es zweckmäßig, die Begrenzungsfläche in einfach gestaltete Formen aufzulösen und zunächst diese zu betrachten. Das Gefügebild ergibt sich dann stets mit guter Annäherung durch einfache Zusammensetzung dieser Grundformen.

Abb. 3. Zinkguß mit dreieckigem Querschnitt. (Gegossen bei 550°; 1,9mal vergr.)

Bei Kreisstücken, Abb. 8 und 9, wachsen die Kristalle ganz wie bei rundem Querschnitt radial auf und treffen sich im Mittelpunkt.

Ausspringende Ecken, vgl. Abb. 3 u. f., bilden sich fast so aus, als ob die Kristalle auf den beiden

Digitized by Google

ebenen Begrenzungen ganz ungestört voneinander aufwachsen. In den Winkelhalbierenden treffen sich die Kristalle und bilden diese als scharfe Trennungslinie aus. In nächster Nähe der Trennungslinie biegen die Kristalle meist etwas nach innen zu ab; und in Richtung der Winkelhalbierenden wächst häufig ein Kristall. Ist die Ecke nicht scharf, sondern abgerundet, wie etwa in Abb. 8 und 9, so kann sie aus Kreisstück und Eckenstumpf zusammengesetzt werden.

Alle Querschnitte aus gleichseitigen Vielecken, Dreieck, Abb. 3, Quadrat, Abb. 4, Sechseck, Abb. 5, Achteck, Abb. 6 usw., bestehen also aus einer entsprechenden Zahl von Sektoren, in denen die Kristalle senkrecht auf den Begrenzungsflächen aufgewachsen sind. Das gleiche gilt wenig verändert für Vielecke mit ein- und ausspringenden Seiten, Abb. 7 bis 9.

Das Rechteck, Abb. 10, kann aus Platte und Winkeln, die Ellipse aus Platte und Kreisbögen zusammengesetzt werden.

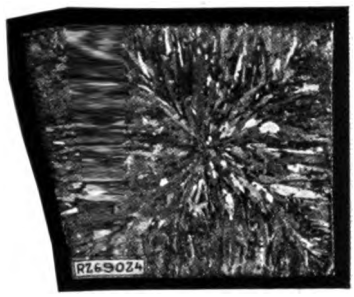


Abb. 4. Zinkguß mit quadratischem Querschnitt. (Gegossen bei 525°; 1,9mal vergr.)

Abb. 5. Zinkguß mit sechseckigem Querschnitt. (Gegossen bei 540°; 1,9mal vergr.)

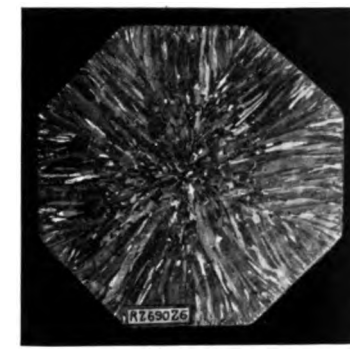
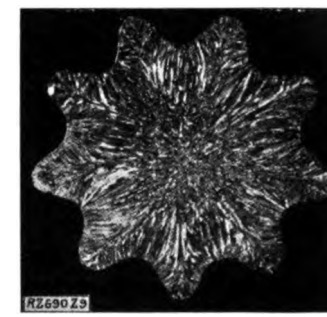


Abb. 6. Zinkguß mit achteckigem Querschnitt. (Gegossen bei 525°; 1,9mal vergr.)

Gegossen bei 525°.

Gegossen bei 530°.



Gegossen bei 600°.

Abb. 7 bis 9. Zinkgüsse mit sternförmigen Querschnitten (1,9mal vergr.).

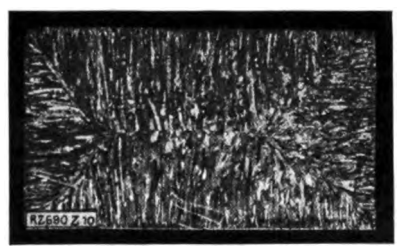


Abb. 10. Zinkguß mit rechteckigem Querschnitt. (Gegossen bei 525°; 1,9mal vergr.)

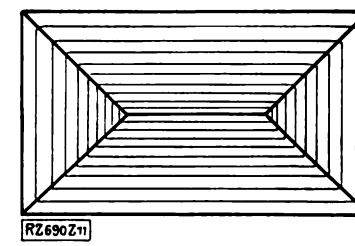


Abb. 11. Fortschreiten der Erstarrung in einem Guß mit rechteckigem Querschnitt.

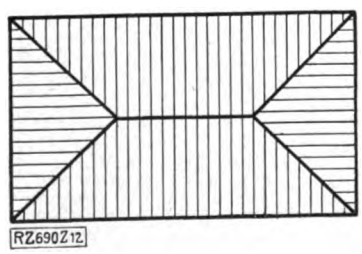


Abb. 12. Ideale Kristallausbildung in einem Guß mit rechteckigem Querschnitt.

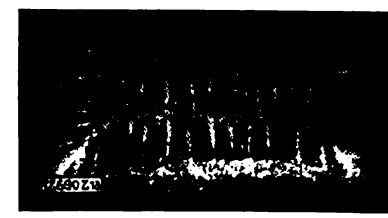


Abb. 13. Fließfiguren in einem verdrillten Eisenflachstab. (Nach Bader und Nádai.)

Die Gefügeausbildung der bis hierher behandelten Querschnitte läßt sich nun in einfacher Weise konstruktiv verfolgen, womit gleichzeitig gewisse Aussagen über den Erstarrungsvorgang verknüpft sind. Nach einer bestimmten Zeit, z. B. 1 Sekunde, nach dem Abschrecken des Gusses, hat sich nämlich auf den Kokillenwandungen überall eine feste Schicht von annähernd gleicher Dicke gebildet. Diese behält also die geraden Kanten des Querschnitts, z. B. eines Rechtecks, Abb. 10, fast un-

Digitized by Google

erändert bei. A. W. und H. Brearley haben diese Tatche durch Gießversuche mit Stearin unmittelbar nachwiesen[1]. Trägt man nun eine Anzahl solcher Schichten ntsprechend Abb. 11 bei irgendeinem Querschnitt ein, rbindet die entstehenden scharfen Ecken durch Trenngslinien und errichtet entsprechend Abb. 12 auf den grenzungslinien Senkrechte, so ergibt sich eine weithende Übereinstimmung zwischen Konstruktion, Abb. 12 d Versuch, Abb. 10.

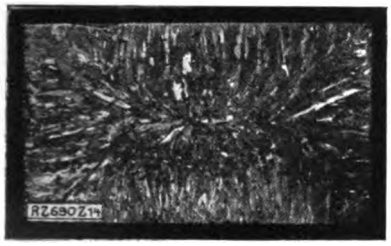


Abb. 14. Zinkguß mit krummlinigem Kristallwachstum. (Gegossen bei 525°; 1,9mal vergr.)

sowie auch den sternförmigen Querschnitten, Abb. 7 bis 9, sind die Trennungslinien meist scharf ausgeprägt. Die durch diese Zeichnungen aufgedeckten Wachstumsgesetze sind auch offenbar nicht an die Ausbildung von langen, strahligen Kristallen gebunden; denn selbst im Fall eines feinkörnigen Gefüges kann man, wie z. B. in

Abb. 15. Feinkörniger Zinkguß. (Gegossen bei 500° C; 1,9mal vergr.)

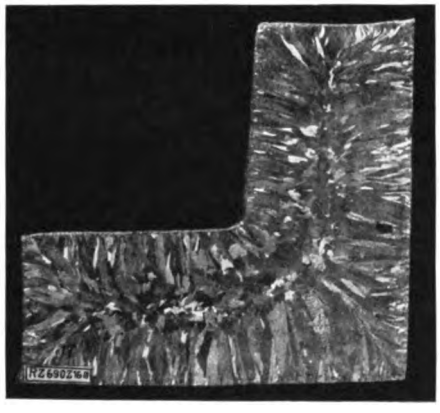


Abb. 16 und 16a. Zinkgüsse mit Winkelquerschnitt. (Gegossen bei 525°; 1,9mal vergr.)

Es sei gleich vorweggenommen, daß auch bei der drehung von Eisenstäben entsprechenden Querschnitts h den Versuchen von der und Nádai ganz ichartige Fließfiguren-hnungen entstehen l daß diese ebenso wie Gefügezeichnungen Gefällinien einer Böungsfläche, also etwa es Daches oder eines dhaufens, entspren[2]. Abb. 13 zeigt den rschnitt eines verdrillrechteckigen Prismas.

Gegossen bei 575°.

Gegossen bei 550°.

Abb. 17 und 18. Zinkgüsse mit ausgesparten Kreisquerschnitten (1,9mal vergr.).

Zu dieser Konstruktionsmöglichkeit ist zunächst eine wesentliche Einschränkung zu machen. Der gradge Verlauf der Kristalle ist in der Nähe der Trennungsn in der Regel etwas gestört, indem die Kristalle h der Mitte des Querschnittes zu abbiegen. Nur sehr en sind aber diese Abweichungen, wie in Abb. 14, so ß, daß die kennzeichnende Zeichnung eines Gusses wischt wird. Selbst beim achteckigen Querschnitt, b. 6, der sich doch stark der Kreisform annähert, Abb. 15, häufig das senkrechte Aufwachsen der Kristalle und die Ausbildung der Trennungslinien feststellen.

Stärkere Unterschiede zwischen dem Gußgefüge und der Konstruktion ergeben sich aber, wenn der Querschnitt einspringende Ecken hat, Abb. 16 bis 18. Die Trennungslinien sind nun stets gegenüber der Konstruktion, Abb. 19 und 20, in der Weise verändert, daß sie in der Nähe der scharf einspringenden Ecken zu diesen hin gedrängt sind. Dort zeigen auch die Kristalle stärkere Abweichungen vom senkrechten Aufwachsen. Ersteres bedeutet zunächst nichts weiter, als daß die Erstarrung von einspringenden Ecken langsamer ins Innere fortschreitet, in ihrer Nähe also der Werkstoff länger heiß bleibt und daher auch das Temperaturgefälle stärker sein muß als an anderen Stellen.

Die Ursache hierfür ist leicht einzusehen: Würde man in Analogie zur ausspringenden Ecke annehmen, daß sich nach Abb. 20 die Gefällinien geradlinig ins Innere fortsetzen, so müßte die Wärme des ganzen Sek-

[1] A. W. und H. Brearley: Blöcke und Kokillen, S. 10ff.
[2] W. Bader und A. Nádai: Z. V. d. I. Bd. 71, S. 317. 1927.

Digitized by Google

tors radial durch die Ecke abfließen. Dies ist aber unmöglich. Die aus dem Sektor abfließende Wärmemenge muß sich daher auf die Nachbarschaft der Ecke verteilen, was etwa einen Verlauf der Gefällinien nach

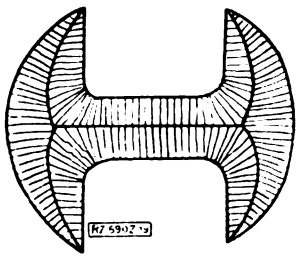


Abb. 19. Böschungsfigur mit Gefällelinien über einem ausgesparten Kreisquerschnitt.

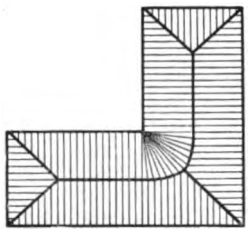


Abb. 20. Böschungsfigur über einem Winkelquerschnitt.

Abb. 21 zur Folge hat. Immerhin tritt dabei eine Zusammendrängung der Gefällinien nach der Ecke hin ein, die eine Erschwerung des Wärmeabflusses bedeutet, d. h., wie Abb. 22 veranschaulicht, ein langsameres Fortschreiten der Erstarrungsfläche. Betont sei, daß alle Versuche und auch

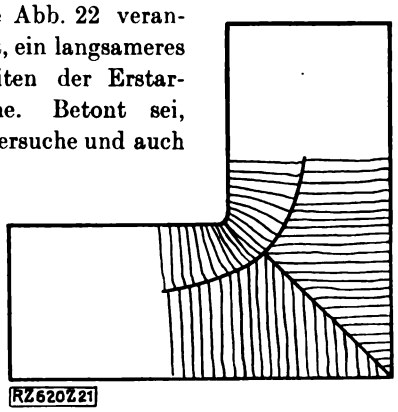


Abb. 21. Kristallwachstum in der einspringenden Ecke eines Gusses.

Beispiele aus der Praxis ein nahezu senkrechtes Aufwachsen der Kristalle auf dem Rand erkennen lassen[1]. Es folgt hieraus, daß keine nennenswerte Erhöhung der Randtemperatur in der Ecke stattfindet, da ja die Isothermen senkrecht auf den Gefällinien stehen. Auf diese Weise ergibt sich ja auch Abb. 22 konstruktiv aus Abb. 21.

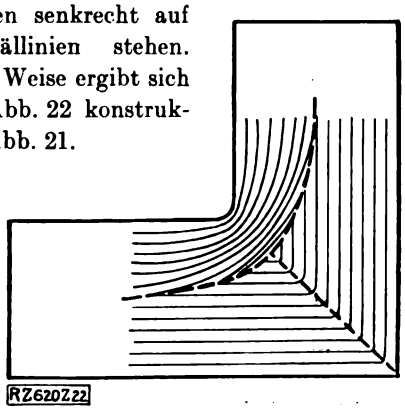


Abb. 22. Fortschreiten der Erstarrung in der einspringenden Ecke eines Gusses.

Von Bedeutung für die Praxis erscheint besonders die Tatsache, daß bei sonst gleicher Dicke des Gusses und überall gleichen Abkühlungsbedingungen an den Wandungen das Metall in der Nähe einer einspringenden Ecke am längsten flüssig bleibt. An diesen Stellen entstehen daher stets Lunker und häufen sich die Verunreinigungen an.

Bei ausspringenden Ecken müßte nun eigentlich infolge der erhöhten Möglichkeit des Wärmeabflusses die Trennungslinie von den die Ecke bildenden Kanten weiter entfernt sein als etwa von einer geraden Begrenzung. Wie weitere Versuche gezeigt haben, ist aber diese Abweichung verhältnismäßig gering gegenüber der Wirkung einspringender Ecken. Sie ist auch außerdem praktisch deshalb noch von geringer Bedeutung, weil scharfe ausspringende Ecken selten allein auftreten. Bei symmetrischen Querschnitten treten aber aus Symmetriegründen die besprochenen Verschiebungen der Trennungslinien nicht ein.

Daß es sich wirklich bei einer einspringenden Ecke um einen behinderten Wärmeabfluß handelt, ist leicht einzusehen. Denken wir uns z. B. bei einer ausspringenden Ecke den einen Schenkel gegen Wärmeabfluß isoliert, so bleibt die Schmelze in dessen Nähe heiß. Die Kristalle wachsen also vom anderen Schenkel an den isolierten heran, so daß die Trennungslinie ganz dicht an diesen herangeschoben wird.

Ähnliche Vorgänge.

Die Ähnlichkeit physikalischer Vorgänge findet ihren Ausdruck in der formalen Übereinstimmung der mathematischen Ansätze. Da von derartigen verwandten Aufgaben sich oft die eine oder andere durch größere Anschaulichkeit oder leichtere Zugänglichkeit für den Versuch auszeichnet, bieten solche Gleichnisse gelegentlich wertvolle Hilfsmittel zur Lösung von Fragen, wenn der rechnerische Ansatz an sich nicht auflösbar ist[1].

Dem Erstarrungsvorgang weitgehend ähnlich ist die Auskristallisation einer Lösung, deren Lösungsmittel am Rande fortgeführt wird. Das Verhalten des Lösungsmittels ist bestimmt durch die Diffusionsgleichung, die mit der Differentialgleichung der Wärmeleitung formal übereinstimmt, wenn man an Stelle der Temperatur die Konzentration einsetzt. Auch die Bedingungen an der Erstarrungs- (Kristallisations-) Fläche stimmen dann überein. So wären z. B. bei langsamem Kristallisieren einer gesättigten Salzlösung in einem porösen Zylinder, der eine Diffusion des Wassers erlaubt, ganz gleiche Gefügeausbildungen wie beim Erstarren zu erwarten.

Ein anderer Vorgang ist dagegen die spontane Kristallisation unterkühlter Lösungen. Ein solcher Fall liegt z. B. bei einer zähen Zuckermasse, Abb. 23, vor, wie sie zur Herstellung von Konfitüren verwendet wird. Bei der Erstarrung oder beim Kristallisieren ist für das Kristallwachstum die Fläche der Erstarrungstemperatur oder Ausscheidungskonzentration maßgebend, die je nach den Bedingungen mit örtlich und zeitlich wechselnder Geschwindigkeit und Richtung vorwärts wandert. In unterkühlten Lösungen dagegen ist das Fortwachsen der Kristalle allein bestimmt durch die Kristallisationsgeschwindigkeit von den Keimstellen aus. Dies zeigt sich darin, daß die Wanderungsgeschwindigkeit der

[1] Vgl. auch Abb. 123 bei W. Rosenhain: Physical Metallurgy, S. 292. Seine Konstruktion der Isothermen in Abb. 124 entspricht jedoch nicht der Orthogonalität.

[1] A. und L. Föppl: Drang und Zwang, Bd. II, S. 80. München und Berlin 1920.

Digitized by Google

renzfläche zähflüssig-kristallinisch ganz konstant bleibt n unserem Falle 0,7 mm in einem Tag). Daher liegt ch kein Grund für Abweichungen vom geradlinigen ortwachsen vor. Für diesen Fall, aber auch nur in esem Fall, ist die Temperaturverteilung ohne Einfluß

bb. 23. Bruchbild einer Stange aus durchkristallisierter Zuckermasse (1,1 mal vergr.).

f die Kristallausbildung[1]. Bei Mangel an Keimen, wie besonders in einspringenden Ecken eintritt, entstehen nn verzweigte Dendriten. Im Falle von Abb. 23 sind Innern der Ecke Keimstellen zu erkennen, von denen s wieder Kristalle gewachsen sind. Die Seitenflächen r hineinwachsenden Kristalle wirken anscheinend, nn. wie an einspringenden Ecken, Platz ist, als Flächen uer Keimbildung, auf denen die Kristalle wieder senkht aufwachsen.

Dieser Fall der Gefügeausbildung entspricht im wertlichen dem schon erwähnten Bilde, das die Gefällinien und Grate einer Böschungsfläche, Abb. 20, zeigt. Auch die Fließfiguren bei der Verdrehung von Eisen lassen eine ganz gleichartige Anordnung, Abb. 13, erkennen. Die Ähnlichkeit zwischen diesen Vorgängen und der Kristallisation unterkühlter Lösungen ist sehr weitgehend; aber auch zur Erstarrung bestehen offenbar Beziehungen, da sich ja die Gefügeausbildung hierbei in erster Näherung aus der Böschungsfigur ableiten läßt. Die Abweichungen kommen zustande durch den Zwang, dem das Kristallwachstum infolge der jeweiligen Lage der Erstarrungsfläche unterliegt.

Die Böschungsfläche ihrerseits kann nun auch unter Umständen als Sonderfall einer unter Innendruck stehenden Membran gedeutet werden. Die Membran kann sich zu einer Böschungsfläche ausbeulen, wenn sie durch Einzelkräfte belastet wird. Die Ähnlichkeit mit dem Erstarrungsvorgang liegt darin, daß bei der Membrangleichung der Innendruck die gleiche Bedeutung hat wie bei der Wärmeleitung die zeitliche Temperaturänderung. Wenn sich hieraus auch noch keine anschauliche Brücke von einem Vorgang zum andern schlagen läßt, so weichen doch die Gefügebilder im selben Sinne vom Böschungsgleichnis ab wie die Fläche einer unter gleichmäßigem Innendruck stehenden Membran. Eine weitere Verfolgung der hier angedeuteten Beziehungen zur quantitativen Einsicht in den Erstarrungsvorgang scheint nicht aussichtslos zu sein.

Für die Unterstützung bei der Durchführung der Versuche und Herstellung der Aufnahmen sind wir Fräulein E. Reidemeister zu Dank verpflichtet.

[1] Vgl. A. Schubnikoff und G. Lämmlein: Z. Krist. 65, S. 297. 1927.

er Einfluß der chemischen und kristallographischen Beschaffenheit des Gußmaterials auf das Verhalten beim Walzen

erläutert an Industrie-Aluminium, -Kupfer und -Zink.

Von **Erich Seidl**[1].

A. Einführung.

I. Aufgabe.

Ausgangsmaterial für die Verarbeitung bei dem in Technik verwendeten Aluminium, Kupfer und Zink ein Gußmetall; hauptsächlich in Form von Barren Drähte (Abb. 1) und Platten (Abb. 6) für Bleche. Die chemische und kristallographische Beschaffenheit dieses Gußmetalls beeinflußt erfahrungsgemäß die arbeitung, die in der Regel im warmen Zustand lgt.

In chemischer Hinsicht sind es die geringen „Verinigungen“ (die auch das reinste Industriemetall s enthält), die störend wirken. Sie treten an den ngrenzen (Aluminium, Kupfer) oder im Innern der stalle (Zink) auf; mitunter sind sie an bestimmten llen angereichert (Lunkerbildung, Gußhaut, Abb. 18). Das kristallographische Gefüge der Metalle ist weder gleichmäßig feinkörnig, oder es besteht ein ußgefüge“ (das bestimmte Abkühlungsbedingungen kennzeichnet) aus Kristallen von vorwiegend stengliger Ausbildung[1].

Der Einfluß der Verunreinigungen und des Kristallgefüges auf die Verarbeitbarkeit der Metalle ist in Wissenschaft und Praxis verschiedentlich betont worden. Spezielle Untersuchungen jedoch, wie sie hier mitgeteilt sind, finden sich in der Literatur nicht. Im Betriebe lassen sich die schädlichen Einflüsse der einen oder anderen Art nicht recht unterscheiden, weil durch das plastische Verhalten der Metallmassen im warmen Zustande Störungserscheinungen überhaupt abgeschwächt werden.

Ausführliche Untersuchungen über diese Fragen sind für Aluminium und Kupfer 1925 und 1926 von E. Seidl und E. Schiebold ausgeführt[2]. Zink wurde 1927/28 von

[1] Original: Veröffentlicht unter dem Titel „Influence of mical and Crystallographie Properties of Casting Metal on avior During Rolling“ in Min. a. Metallurgy, New York, ember 1927.

[1] Wir unterscheiden zwischen Kristallgefüge-(Textur) und -Struktur; unter Kristallgefüge verstehen wir die Anordnung der Kristalle zueinander und den mikroskopisch erfaßbaren Aufbau, unter Kristallstruktur den (röntgenographisch zu erfassenden) Feinbau der Kristalle.

[2] E. Seidl und E. Schiebold: Das Verhalten inhomogener Aluminium-Gußblöckchen beim Kaltwalzen. Makroskopische Verfolgung der Entstehung einer Walztextur. Z. Metallkunde 1925, S. 221/26, 283/88, 320/28, 365/68; Sonderdrucke Kommissionsverlag Max Weg, Leipzig; Mitt. Materialpr.-Amt u. K.-W.-I. f. Metallforsch. 1926, Sonderheft II, S. 127/72. — Das Verhalten von Industriekupfer bei

Digitized by Google

E. Seidl behandelt[1]. Die Arbeiten fanden unter Mitwirkung der Metallographin Charlotte Zierold statt. In der hier bearbeiteten vergleichenden Zusammenstellung des Ergebnisses der Untersuchungen ist insbesondere hervorgehoben, inwieweit bei diesen drei Metallen ein gleichartiges — oder unterschiedliches Verhalten — bedingt durch unterschiedliche spezielle Eigenschaften — zu beobachten war.

II. Metallart.

Für die Untersuchungen wurden die im Handel üblichen Marken verwendet:

Aluminium-Draht-Barren aus den „Vereinigte Aluminium-Werke A.-G.", Lautawerk, Lausitz; „Innwerk, Bayerische Aluminium-Werke A.-G.", Töging; „Erftwerk A.-G.", Grevenbroich.

Kupferdrahtbarren deutschen und amerikanischen Ursprungs sowie Kupferplatten (Blechherstellung) aus den „Rheinisch-Westfälische Kupferwerke A.-G.", Olpe, Westfalen.

Zinkplatten, Rohzink und Raffinade, von den oberschlesischen Zinkhütten der „Bergwerksgesellschaft Georg von Giesches Erben", Breslau, und Elektrolytzink (Feinzink) amerikanischen Ursprungs.

Die Zusammensetzung der verwendeten Industriemetalle war etwa folgende:

Aluminium	Kupfer	Zink		
		Rohzink	Raffinadezink	Elektrolytzink
Al 99,5%	Cu 99,76%	Zn 98,2%	Zn 98,80%	Zn 99,98 %
Si 0,2%	O 0,05%	Pb 1,6%	Pb 1,10%	Pb 0,003 %
Fe 0,3%	As 0,09%	Rest nicht bestimmt	Rest nicht bestimmt	Cu 0,005 %
	Fe, Ni, Co, Pb 0,10%			Cd 0,006 %
				Fe 0,0082%

III. Untersuchungsverfahren.

Eine Nachahmung der in der Praxis üblichen Verarbeitungsverfahren durch genau entsprechende Versuche im Laboratorium war schon mit Rücksicht auf die kleinen Abmessungen der Probekörper und der Apparate nicht möglich. Weiterhin aber erwies sich eine besondere Anordnung der Versuche auch deshalb als erforderlich, weil es darauf ankam, die Einflüsse der Verunreinigungen und der kristallographischen Beschaffenheit je besonders herauszuarbeiten.

1. Um den Einfluß der Verunreinigungen besonders klar erkennen zu können, wurden Proben des betreffenden Metalls von normalem Reinheitsgrad anderen Proben gegenübergestellt, die eine Anhäufung von Verunreinigungen aufwiesen. (Mitte der Gußblöcke Lunker; luftgekühlte Oberfläche beim Kupfer.)

2. Um den Einfluß der kristallographischen Beschaffenheit zu kennzeichnen, wurden Metallproben von einheitlich körnigem Gefüge mit Proben von uneinheitlichem Gefüge (Stengelkristalle) verglichen.

Bei der planmäßig durchgeführten Walzbeanspruchung wurden die Probekörper aus den Stengelkristallzonen (Würfel von 1 cm Kantenlänge) jeweils in folgender Weise durch die Walzen gegeben (Abb. 22).

1. Längsachse der Kristalle parallel zur Walzrichtung.
2. Längsachse der Kristalle parallel zur Achse der Walze.
3. Längsachse der Kristalle senkrecht zur Walzebene.

3. Die Probekörper wurden in kaltem Zustande der Beanspruchung unterworfen. Denn bei der in der Praxis üblichen Behandlung des Metalls ergibt sich infolge Erwärmung eine Erhöhung der Plastizität; außerdem tritt Rekristallisation ein, so daß sich das eigentliche Verhalten der Kristalle nicht einwandfrei verfolgen läßt.

IV. Betrachtungsweise.

Die Kristalle dieser Gußmetalle haben bei körniger Ausbildung einen Durchmesser von 2 bis 5 mm; Stengelkristalle sind etwa 0,1 bis 0,3 mm breit und 10 bis 25 mm lang. Bei der Längung, die die einzelnen Kristalle beim Walzen erleiden, erreicht ein einzelner Kristall eine Länge von 2 m und mehr. Es ist daher möglich, das Verhalten der Kristalle schon mit bloßem Auge zu beobachten, wofern sie nur durch ein gutes Ätzverfahren scharf herausgearbeitet sind. Für Aluminium war ein solches Verfahren schon bekannt; für Kupfer und Zink wurde es ausprobiert. Diese makroskopische Betrachtungsweise des Kristallgefüges hat unter anderem den Vorteil, einen guten Überblick über die Beziehungen zwischen der Verformung einzelner Kristalle und von Kristallgruppen zur Formänderung des Gesamtprobekörpers zu bieten. Eine mikroskopische Untersuchung und Darstellungsweise wurde zur Aufklärung kristallographischer Feinheiten herangezogen.

Auch die Gasporen, die das Kupfer enthält (etwa 0,5 bis 1 mm Durchmesser) lassen sich mit bloßem Auge ausreichend gut beobachten und bei der Verformung verfolgen.

Die Verunreinigungen jedoch sind so klein, daß sie mikroskopisch beobachtet werden mußten.

Schließlich wurde grundsätzlich ergänzend die feinbauliche Röntgenuntersuchung der Metalle angewandt, um das makroskopische und mikroskopische Untersuchungsergebnis nachzuprüfen.

B. Ergebnis der Untersuchung des Gußmaterials.

I. Gemeinsames.

Die grundsätzlichen Erscheinungen bei der Erstarrung der gegossenen Metalle sind bei dem untersuchten Aluminium, Kupfer und Zink die gleichen; denn die Gußtextur steht in gesetzmäßiger Beziehung zu den Abkühlungsbedingungen.

Der Gesamtquerschnitt eines Gußblockes zeigt entweder feinkörniges Gefüge (Abb. 5) oder verschiedenartige Zonen der Kristallausbildung (Abb. 1, 4, 6, 7, Schema Abb. 3 a, b).

An den Formwänden am äußersten Rand: eine sehr schmale, feinkörnige Zone von „Keimkristallen".

Anschließend: eine Zone kristallographisch gleichartig gelagerter „Stengelkristalle".

In der Mitte: Ungleichartige feinkörnige Kristalle.

der Beanspruchung; erläutert bei der Kaltbehandlung. Z. Metallkunde 1926, S. 241/46, 315/21, 343/46; Sonderdrucke Kommissionsverlag Max Weg, Leipzig; Mitt. Materialpr.-Amt u. K.-W.-I. f. Metallforsch., Sonderheft III, S. 1. 1927.

[1] Das Gußgefüge des Zinks und sein Einfluß auf das mechanische Verhalten des Zinks bei der Verarbeitung, erscheint 1928 in Z. Metallkunde.

Soweit die Arbeiten anderer Forscher berücksichtigt worden sind, sind sie in diesen Arbeiten angeführt.

Digitized by Google

II. Besonderheiten.

a) Besonderheiten bei der Kristallisation sind einesils durch die stofflichen Eigenschaften des betreffenden etalls, anderenteils durch die verschiedenartigen Gießrmen und Gießverfahren, also durch Ursachen des etriebes, bedingt.

nehmen zwar im flüssigen Zustande Gase auf, vermögen sie aber bei der Erstarrung wieder abzugeben.

c) Da die Verunreinigungen bei den drei Metallen in chemischer und physikalischer Hinsicht verschiedenartig sind, so machen sie sich in verschiedener Weise störend bemerkbar. Insbesondere ist es

Gußtextur von Industrie-Aluminium, -Kupfer und -Zink unter verschiedenen Abkühlungsbedingungen.

Querschnitt eines in längsseitig offener Form gegossenen Kupferdrahtbarrens.

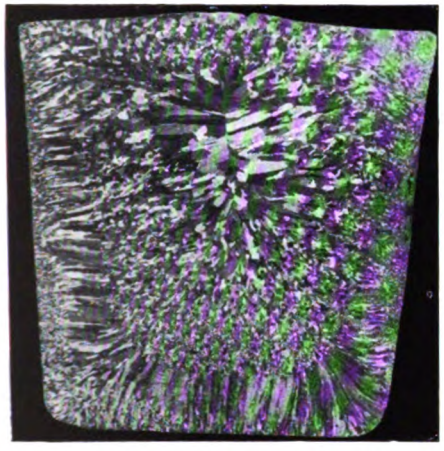


Abb. 1. Ungleichmäßige Kristallausbildung ($v = 0{,}8$). Vorgang der Kristallisation s. Schema Abb. 3a und b.

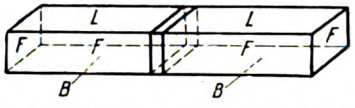


Abb. 2. Zerteilung einer Gußplatte in Probekörper.

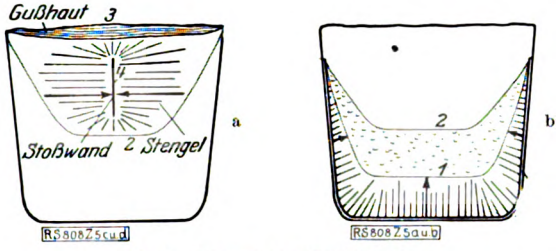
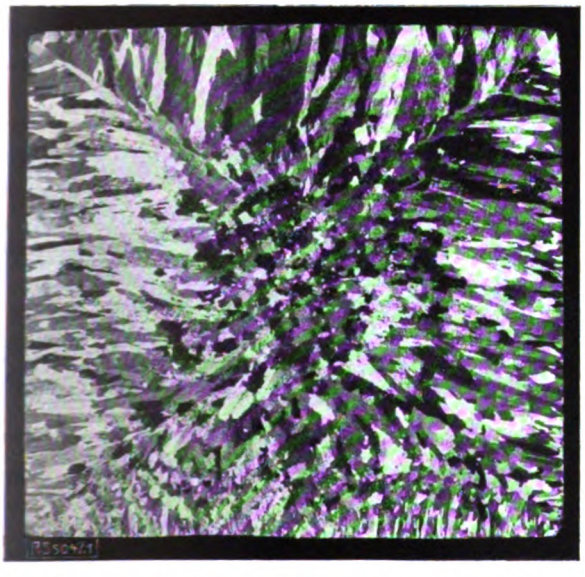


Abb. 3. Vorgang der Kristallisation.

Querschnitt eines in stirnseitig offener Form gegossenen Aluminiumdrahtbarrens.



. 4. Ungleichmäßige Kristallausbildung; entsprechend den Abkühlungsbedingungen, Schema s. Abb. 3a und b. ($^2/_3$ natürl. Gr.).

Abb. 5. Ausschnitt aus der mittleren körnigen Kristallzone ($v = 3{,}5$).

a) Aluminiumknüppel werden in stehenden Formen mit rlorenem Kopf" gegossen, sie zeigen eine symmetrische ßtextur (Abb. 4).

b) Kupferblöcke und -platten und Zinkplatten werden in enden Formen gegossen, mit großer, durch Luft gekühlter rfläche. Die Luftkühlung ergibt eine Kristallisation mit arfer Grenzfläche gegen die unter Einfluß der Formwände ühlende Kristallmasse (Abb. 6 und 7).

b) Einschlüsse von Luft und Gasen, die als Poren m Anschleifen sichtbar sind, sind eine Besonderheit Kupfers (Abb. 17). Auch die anderen Metalle

von Bedeutung, ob sie im Verhältnis zu dem Muttermetall spröder oder plastischer sind. Ferner spielt es eine Rolle, ob sie an den Korngrenzen oder im Inneren der Kristalle, ob sie in feiner oder gröberer Verteilung auftreten.

Beim Aluminium tritt Eisen in Form der Verbindung $FeAl_3$ auf. Diese bildet spröde Einlagerungen in der verhältnismäßig weichen Grundmasse.

Beim Kupfer tritt der Sauerstoffgehalt in Form der Verbindung Cu_2O auf (Abb. 18), die ebenfalls spröde im Vergleich zum Reinmetall ist.

Digitized by Google

In beiden Fällen sind die Verunreinigungen an den Kristallgrenzen oder den Grenzen der Unterindividuen ausgeschieden.

Querschnitte von Zinkplatten, die in Pfannen gegossen sind. (Rechts abgebrochen).

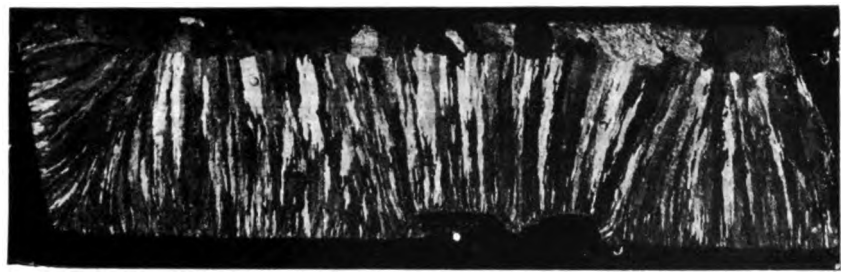


Abb. 6. Rohzink. Oben große Kristallkörner, entstanden unter Kühlwirkung der Luft; im übrigen Stengelkristalle, entstanden unter Kühleinwirkung der Formwände (v = 0,8).

Abb. 7. Raffinadezink. Hohlräume und Lunker an der Grenze der Stengel- und Luftkühlkristalle (v = 0,8).

Grundmasse ergibt sich eine besonders große Inhomogenität, die dadurch noch verschärft wird, daß die Bestandteile Pb und $FeZn_7$ sich gern zusammenballen.

Schließlich ergaben sich Unterschiede auf Grund der besonderen kristallographischen Eigenschaften der Metallkristalle.

C. Ergebnis der Untersuchung der Metalle bei mechanischer Beanspruchung.

I. Walzen.

Die würfelförmigen Proben der drei Metalle wurden in den angegebenen drei Richtungen zu Plättchen und Bändern so lange gewalzt, bis Brucherscheinungen auftraten.

1. Gemeinsames.

Durch das Walzen erfährt der Gesamtkörper eine bestimmte — von Stich zu Stich zunehmende — Veränderung; die Höhe nimmt ab; die Breite nimmt ein wenig, die Länge in bedeutendem Maße zu.

Walztextur von Industrie-Aluminium, -Kupfer und -Zink.

Texturbildung entsprechend der Lage der Stengelkristalle zur Walzbeanspruchung.

Abb. 8. Ansicht der Oberfläche des Probewürfels im Gußzustand (v = 1,9).

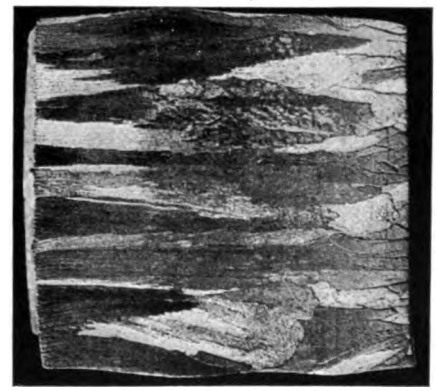


Abb. 9. Ansicht dieser Oberfläche nach 29% Verformung (Höhenabnahme; v = 1,9).

Abb. 10. Ansicht einer Seitenfläche nach 29% Verformung (Höhenabnahme; v = 1,9).

Abb. 11. Ansicht dieser Seitenfläche nach 56 % Verformung (Höhenabnahme; v = 1,9).

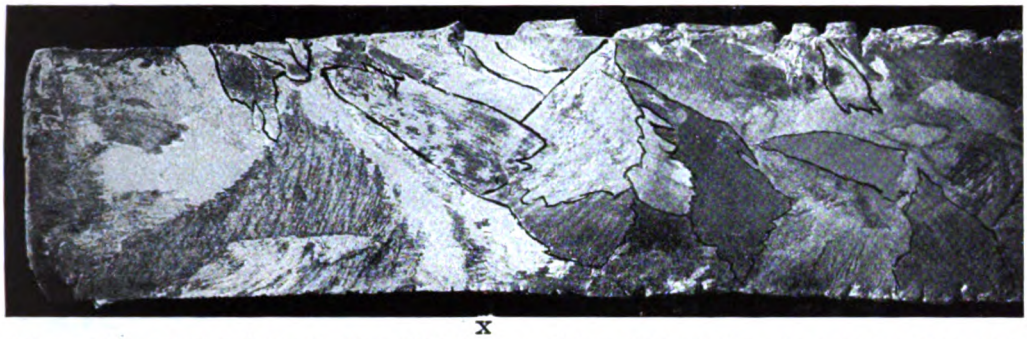
Abb. 8, 9, 10 und 11. Aluminiumwürfel, gewalzt; Lage der Stengelkristalle parallel zur Walzrichtung.

Schmiegsame Dehnung der Kristalle in der Walzrichtung.

Beim Zink sind die beiden Verunreinigungen, die als Fremdbestandteile sichtbar sind, Blei (Pb) und Eisen (Fe); sie liegen im Innern der Kristalle und nicht an den Korngrenzen. Das Blei tritt als reines Pb auf und ist erheblich plastischer als die Grundmasse, während das Eisen in Form der Verbindung $FeZn_7$ Einlagerungen bildet, die sich spröder verhalten als das Zink. Infolge der besonders großen Unterschiede der Plastizität dieser Beimengungen gegenüber der

Diese Gesamtveränderungen ergeben sich, indem die einzelnen Kristallindividuen und Gruppen von Kristallen sich in die Walzrichtung und Walzebene einpassen. Die ungünstigste Kristallform ist die Stengelform, die günstigste ein gleichmäßiges, feines Korn. Die ungünstigste Lage der Stengelkristalle ist die senkrecht zur Walzebene.

Digitized by Google



b. 12. Aluminiumwürfel, gewalzt; Lage der Stengelkristalle parallel zur Walzenachse. Kopfende eines Walzbandes nach 86% Ver-nung (Höhenabnahme). Ansicht der Oberfläche. Verformung des mit *X* bezeichneten Kristalls in den verschiedenen Stadien s. Abb. 23. Gezwungene Einpassung der Kristalle in die Walzrichtung unter Verbreiterung der Abstände der Längsrippen ($v = 1{,}9$).

2. Besonderheiten.

Unterschiede beim Verhalten dieser talle, die in der Verschiedenheit der talle selbst beruhen, sind — abge-ien von der Unterschiedlichkeit des offes selbst — besonders durch die rschiedenheit und Anordnung der runreinigungen bedingt.

Aluminium und Kupfer verformen h merklich plastischer als Zink, weil sich selbst im kalten Zustande rhältnismäßig leicht unter Bildung von Gleitlamellen terteilen; während bei Zink die Spaltbarkeit so vor-rscht, daß eine Zerteilung und Aufspaltung oft on erfolgt ist, bevor sich Gleitlamellen in beson-em Maße bilden konnten.

Aluminium. Aluminium hat auch bei Kaltbehand-g eine sehr große Schmiegsamkeit. Es läßt sich — ost bei der ungünstigsten Lage der Stengelkristalle — 98% Höhenabnahme auswalzen. Auch die Ver-einigungen stören nicht merklich. Eine spröde Reak-n beginnt erst bei 75% Verformung (Höhenabnahme) zusetzen, indem sich an den Rändern der Walz-der Risse bilden.

Die ungünstigste Beanspruchsrichtung ist die senk-ht zur Achse der Stengelkristalle (Skizze Abb. 15 24), die günstigste parallel dazu (Abb. 8 bis 11; Skizze b. 16). Die Einpassung der senkrecht gelagerten Kri-le erfolgt etwas langsamer und unter bedeutenderen ren Verspannungen.

Kupfer. Das Kupfer verhält sich bei der Kalt-rbeitung bei weitem nicht so schmiegsam. Die Rän-reißen schon bei etwa 50% Verformung (Höhenab-me) ein; auch spleißen manche Walzblöckchen bei 30 50% Verformung (Höhenabnahme) in der Mitte des bekörpers auseinander (Abb. 19). Die Ursache dieses haltens liegt entweder in einem zu hohen Gehalt Kupferoxydul (Proben der Gußhaut) oder in einer wächezone, die sich beim Walzen der Proben parallel Stengelachse infolge davon ergibt, daß Kupfer-dul und Gasporen gesetzmäßig in der Wachstums-tung der Kristalle angeordnet sind (Abb. 17). Mög-rweise begünstigt auch die verhältnismäßig geringe äsion der Kupferkristalle senkrecht zu den Würfel-nen dieses Verhalten.

Zink. Die Zinkproben ließen sich überhaupt nur höchstens 60% Höhenabnahme walzen.

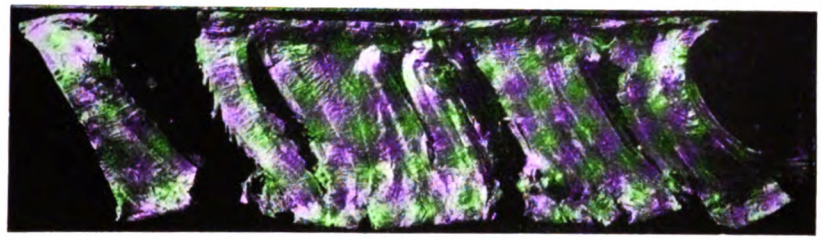


Abb. 13. Zinkwürfel, gewalzt; Lage der Stengelkristalle senkrecht zur Walzebene. Ansicht einer Seitenfläche des Probekörpers nach 35% Verformung (Höhenabnahme) ($v = 1{,}4$). Vorwiegend spröde Zerteilung der Kristalle durch Spaltenrisse. Daneben bei einzelnen Kristallen Bildung von Gleitlamellen.

Verschiedenartige Störungsursachen; kennzeichnend für Aluminium oder Kupfer oder Zink.

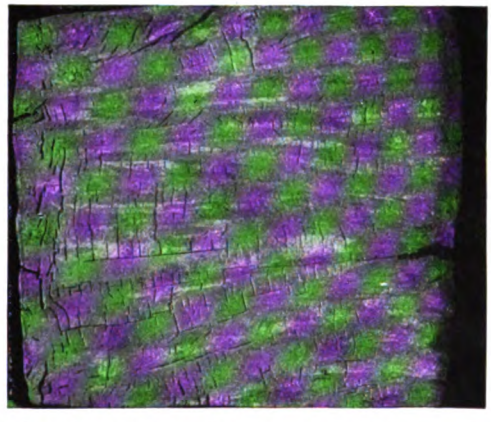


Abb. 14. Würfel parallel Stengelachse gewalzt; 21% Verformung (Höhenabnahme); Oberfläche. Zink. Spröde, regelmäßige Zerteilung der Kristalle durch Spaltrisse ($v = 1{,}4$).

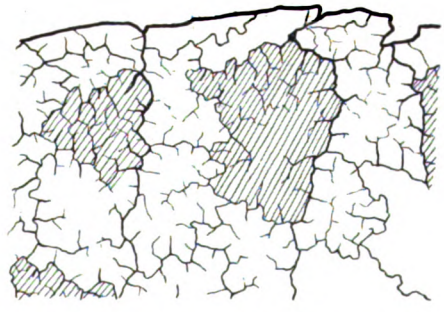


Abb. 15. Würfel senkrecht Stengelachse gewalzt; 68% Verformung (Höhenabnahme); Oberfläche. Aluminium. Sprödes Aufreißen, längs Korngrenzen und Grenzen von Unterindividuen der Kristalle.

Abb. 16. Plastische Längung eines Aluminiumkristalles unter Bildung von Gleitlamellen.

Digitized by Google

Zufolge der leichten Spaltbarkeit bilden sich schon von etwa 5% Verformung (Höhenabnahme) an zahlreiche Spalten und Spältchen, die beim Weiterwalzen sich vergrößern und das Aufreißen der Proben verursachen (Abb. 13, 14, 20). Auch beim Zink ist das Verhalten der Stengelkristalle bei der Beanspruchung senkrecht zur Achse am ungünstigsten. Die Proben reißen schon bei 35% Höhenabnahme innerhalb metallisch glänzender Flächen völlig auf. Die Beanspruchung quer zur Achse der Stengelkristalle ist nicht viel günstiger. Bei der Beanspruchung in Richtung der Stengelachse tritt neben der Spaltbarkeit unter Bildung von Gleitflächen die weitestgehende Verformung ein. Im Vergleich zu den beiden anderen Metallen erscheint sie allerdings sehr gering.

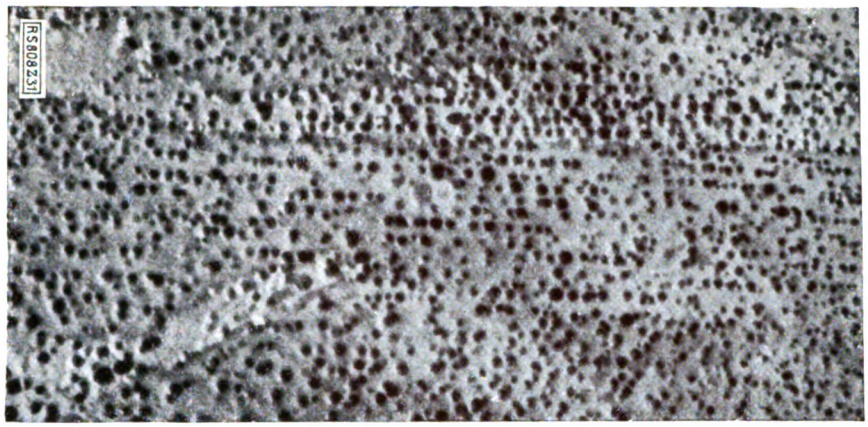


Abb. 17. Kupfer, Gasporen in Richtung der Stengelachse; bei Verformung vielfach Ursache des Aufreißens ($v = 12$).

Abb. 18. Kupfer, Anhäufungen des spröden Kupferoxyduls (Cu_2O); an den Korngrenzen Entmischung des Eutektikums in Cu und Cu_2O ($v = 600$).

II. Verhalten bei verschiedenen anderen Prüfungsverfahren.

Ergänzend wurden noch einige andere Prüfungsverfahren angewendet; jedoch nur mit der Absicht, grundsätzliche Einblicke und nicht etwa Präzisionsbestimmungen zu erzielen. Diese Prüfungen bestätigen übereinstimmend den beim Walzen gewonnenen Eindruck.

Im einzelnen wurden folgende Versuche ausgeführt:

Kupfer. Die Zerreißfestigkeit von kleinen Flachstäbchen aus Gußkupfer, die den verschiedenen Zonen der Gußplatte entnommen waren, zeigten, daß die oberste, an Gasporen besonders reiche Zone die geringste Festigkeit aufwies. Ferner ergaben sich Unterschiede im Verhalten der Stengelkristallproben, die einen verschiedenen Gehalt an Cu_2O hatten.

Im Mittel betrug die Bruchfestigkeit bei der Temperatur der flüssigen Luft (—180° C) 16,5 kg/qmm gegenüber 27,0 kg/qmm von feinkörnigem, geglühtem Kupfer und die Dehnung des Gußkupfers 26,6% gegenüber 47,0% von feinkörnigem, geglühtem Zink.

Zink. Scherversuche, die in drei verschiedenen Richtungen an Stengelkristallproben von Zink ausgeführt wurden, ergaben ebenfalls Unterschiede in den verschiedenen Richtungen.

Die weitgehendste plastische Verformung zeigten die Proben, welche senkrecht zur Stengelachse durchgeschert worden waren, mit einer Scherfestigkeit von 7,3 kg/qmm gegenüber 5,2 kg/qmm parallel zur Achse. Bei Querbeanspruchung war die Scherfestigkeit 5,7 kg/qmm.

Uneinheitliche Spannungen im gewalzten Metall als Ursache von Ausschuß.

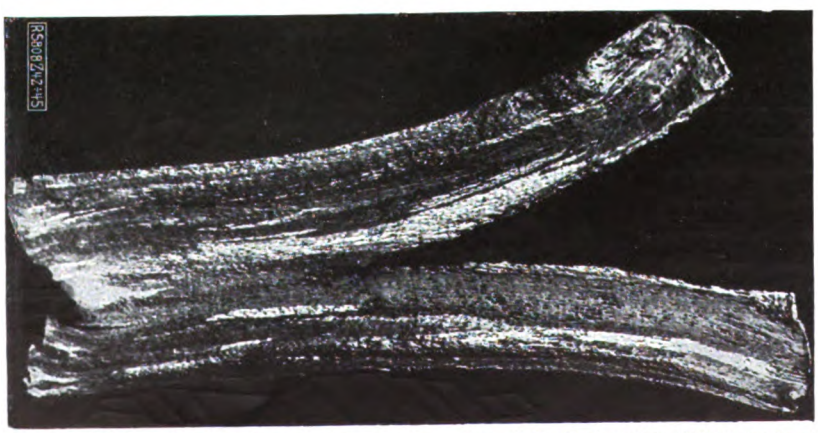


Abb. 19. Würfel parallel Stengelachse gewalzt; etwa 35% Verformung (Höhenabnahme) ($v = 4{,}5$). Aufreißen des Kupferprobekörpers in der Mitte infolge Kerbwirkung von Gasporen und Kupferoxydulteilchen (s. Abb. 17).

D. Praktisches Ergebnis.

Auf Grund der hier mitgeteilten, durch kennzeichnende Abbildungen erläuterten Untersuchungen ergibt sich folgende bedeutungsvolle Tatsache:

Die Größe und Anordnung der Kristalle sowie ihre Lage zu den Hauptrichtungen der beanspruchenden Kräfte beeinflußt in hohem Maße das Verhalten des beanspruchten Körpers unter dem Zwang der maschinellen

Digitized by Google

b. 20. Würfel parallel, Stengelachse gewalzt; 56% Verformung (Höhenabnahme) ($v = 1{,}4$). Aufreißen des Zinkprobekörpers in der Mitte unter Bildung großer Hohlräume.

arbeitung. Am ungünstigsten ist eine Anordnung n Stengelkristallen senkrecht zur Walzebene (insondere Aluminium und Zink).

Gasblasen oder Anhäufungen von Verunreinigungen nnen dazu-führen, daß die Proben einreißen oder brechen; besonders dann, wenn sie an Stellen krillographischer Ungleichheiten auftreten. Beim Kupfer rursacht manchmal die Anordnung von Gasblasen, 3 die Kristalle in Richtung der Stengelachse aufßen.

Man müßte daher bei der Herstellung von Gußtallen bestrebt sein, ein möglichst gleichmäßiges, ıkörniges Kristallgefüge zu erzielen, das zugleich e günstige Verteilung der Verunreinigungen gehrleistet.

1. Gießen.

Es ist erfahrungsgemäß tatsächlich möglich, ein derges Gußgefüge zu erzielen, wenn folgendermaßen fahren wird:

a) Genaue Einhaltung derjenigen Gießtemperatur, elche für das betreffende Metall die günstigste ist.

b) Verwendung von starkwandigen Formen, die ie Wärme schnell abzuleiten vermögen.

c) Ruhiges Gießen.

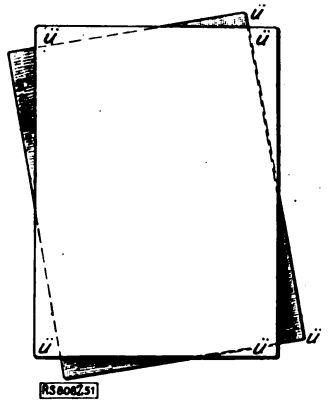


Abb. 21. Schema der Verdrehung von Blechteilen infolge einer nichtparallelen Stellung der Walzenachsen, etwa $^1/_{20}$ natürl. Gr. In der Dreh- bzw. Scherfläche herrschen uneinheitliche Spannungen. Die Überlappungsbereiche (ü) ergeben starken Ausschuß.

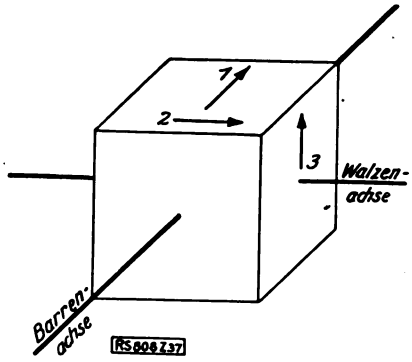


Abb. 22. Schema der Lage der Probewürfel beim Walzen. 1. Stengelachse parallel zur Walzrichtung. 2. Stengelachse parallel zur Walzachse. 3. Stengelachse senkrecht zur Walzebene. Die Pfeile geben die Lage der Stengelkristalle an.

Die Einhaltung dieser Arbeitsbedingungen ist jedoch anscheinend nicht ohne erhebliche betriebstechnische Schwierigkeiten möglich.

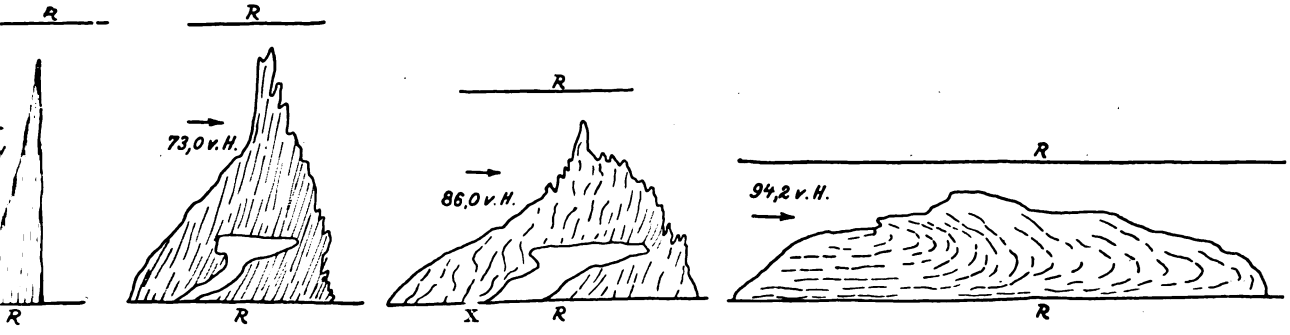


Abb. 23. Einpassung eines parallel zur Walzachse liegenden Aluminiumkristalls im Verlaufe des Walzens in die Walzrichtung.

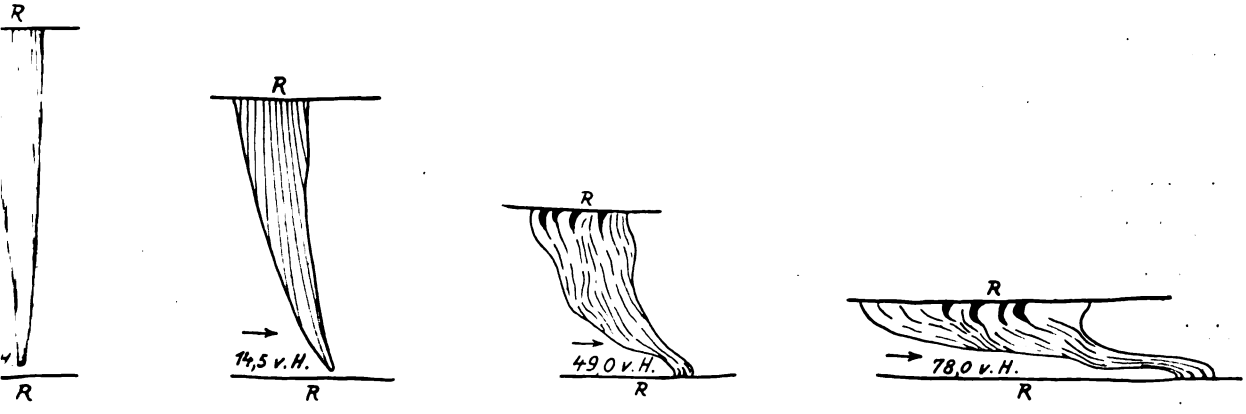


Abb. 24. Einpassung eines senkrecht zur Walzebene liegenden Aluminiumkristalls in die Walzrichtung unter Aufblättern.

Digitized by Google

Es ist daher zu erwägen, ob dieses Ziel nicht durch ein besonderes Gießverfahren sicherer erreichbar ist.

Wir haben folgende Gießversuche ausgeführt:

Die Gießform wurde auf eine bewegliche Unterlage gestellt und während des Erstarrens bewegt. Es ergab sich ein Kristallgefüge, das nicht gerichtet und verhältnismäßig feinkörnig ist.

2. Zwischenbehandlung.

Gußplatten und -blöcke, die etwa schon ein inhomogenes Gefüge haben, lassen sich besser verarbeiten, wenn mittels einer Zwischenbehandlung, die eine Rekristallisation ergibt, zunächst ein einheitlich körniges Gefüge erzeugt wird.

Durch ein Glühen der Gußstücke allein läßt sich das anscheinend nicht erreichen. Es liegt vielmehr die Gefahr vor, daß dann durch Vergröberung der Fremdbestandteile die Eigenschaften des Materials verschlechtert werden. Eine völlige Umkristallisation (Rekristallisation) kann jedoch dadurch erreicht werden, daß die Gußbarren bzw. -platten vor der eigentlichen Walzbearbeitung einer mechanischen Zwischenbehandlung unterworfen und nachträglich geglüht werden.

Wir haben die Probekörper einseitig etwa 5 bis 10% gestaucht und nachfolgend 2 St. geglüht (Glühtemperatur bei Kupfer 750° C, bei Zink 300° C). Es trat Rekristallisation mit verhältnismäßig feinem Korn über den Gesamtquerschnitt ein.

3. Verarbeitung.

Man sollte ferner bestrebt sein, die Verarbeitungsverfahren so zu leiten, daß die Anhäufung innerer Spannungen — die, unter Auslösung von Kerbwirkung, an Stellen besonderer Inhomogenität zur Rißbildung führen müssen — nach Möglichkeit vermieden wird. Beim Walzen müßte also besonders darauf geachtet werden, daß die Achsen der Walzen stets parallel zueinander stehen.

Beim Walzen von Blechpaketen wird erfahrungsgemäß viel Ausschuß (Abb. 21) vermieden, wenn die Bleche an den Köpfen wie an den Seiten glatt beschnitten sind.

Von Bedeutung ist ferner die genaue Einhaltung der günstigsten Walztemperatur, die im besonderen beim Zink auf bestimmte Temperaturbereiche beschränkt ist.

Diese vorwiegend auf Grund wissenschaftlicher Untersuchungen gewonnenen praktischen Ergebnisse sind ohne Berücksichtigung der besonderen Erfahrungen einzelner Industriestätten mitgeteilt.

Auch die Wirtschaftlichkeit der vorgeschlagenen Arbeitsverfahren ist grundsätzlich nur in untergeordneterem Maße berücksichtigt; denn sie pflegt zu verschiedenen Zeiten und bei verschiedenen Unternehmungen verschieden zu sein.

Gefüge und Festigkeitseigenschaften von sehr reinem Aluminium.

Von Frhrn. v. **Göler** und **G. Sachs**[1].

Die Eigenschaften von reinem Aluminium sind nur in sehr unvollkommener Weise bekannt, da das bisher reinste Handelsaluminium noch 0,4 bis 0,5% an fremden Bestandteilen enthält. Die physikalischen, insbesondere die mechanischen Eigenschaften gerade der reinen Metalle sind aber besonders empfindlich gegen fremde Beimengungen[2]. Neuerdings wird nun von der Aluminum Company of America ein Aluminium mit über 99,9% Al in den Handel gebracht[3]. Die erste Mitteilung einer Reihe von Eigenschaften[4] zeigt den erheblichen Einfluß des Reinheitsgrades. Es erschien daher von Wert, einige Festigkeits- und Gefügeeigenschaften dieses reinsten Aluminiums — Al 99,9 — mit denen handelsüblicher Sorten (Al 99 und Al 98,7) zu vergleichen. Die Analysen für die untersuchten Proben gibt Zahlentafel 1 wieder.

Für die Versuche wurde von gezogenen Drähten von 5 mm Dmr. ausgegangen, die bei 350° C $^1/_2$ St. geglüht und dann auf 0,97 mm (= 96,2% Querschnittsabnahme) herabgezogen waren. Die Drähte wurden bei verschiedenen Temperaturen $^1/_2$ St. geglüht und in Wasser abgeschreckt[1]. Nach orientierenden Versuchen wurden von je drei Proben Zerreißversuche[2] durchgeführt und von Al 99,9 und 98,7 einige Röntgenaufnahmen[3] hergestellt. Die Röntgenbilder von Al 99 entsprachen den in einer früheren Arbeit für 99,6proz. Aluminium wiedergegebenen[4].

Zahlentafel 1. Zusammensetzung (in %) einiger Aluminiumsorten.

	Al 99,9	Al 99	Al 98,7	
Si	0,010	0,48	0,44	
Fe	0,024	0,38	0,51	
Cu	0,035	0,02	0,24	kein Sn,
Zn	—	0,03	0,11	Pb, Mn,
Al (als Rest)	99,93	99,09	98,70	Mg

[1] Original: Z. Metallkunde Bd. 19, S. 90. 1927.

[2] Vgl. G. Sachs: Grundbegriffe der mechanischen Technologie der Metalle, S. 228. Leipzig 1925.

[3] F. C. Frary: Am. Electrochem. Soc. 1925, Advance Copy Nr. 23; Chem. Metallurg. Engg. Bd. 32, S. 485/86. 1925; vgl. Z. Metallkunde Bd. 17, S. 234/35. 1925. Das reine Aluminium ist uns freundlicherweise von der Aluminium Company of America zur Verfügung gestellt worden.

[4] J. D. Edwards: Am. Electrochem. Soc. 1925, Advance Copy Nr. 24.

[1] Versuche, bei denen die Proben teilweise in Wasser abgeschreckt, teilweise im Ofen erkalten gelassen wurden, ergaben nur geringe Unterschiede, da die Abkühlung im Ofen jedenfalls auch noch zu rasch war, um den Härtungseffekt zu unterdrücken.

[2] Die Zerreißversuche wurden an einer kleinen Zerreißmaschine von L. Schopper, Leipzig, mit hydraulischem Antrieb bis 30 kg Höchstlast durchgeführt. Die Versuchsdauer betrug ungefähr 2 Min. Der Bruchquerschnitt wurde mit Hilfe eines Meßmikroskopes von C. Reichert, Wien, gemessen.

[3] Mit einer Lilienfeldröhre mit Molybdänantikathode, 70 kV Spannung.

[4] G. Sachs und E. Schiebold: Z. Metallkunde Bd. 17, S. 400/02. 1925.

Digitized by Google

Abb. 1. Gezogen von 5,0 mm auf 0,97 mm = 96,2% Querschnittsverminderung und geglüht bei Temperaturen bis 200° C. Aufteilung der Interferenzkreise infolge regelmäßiger Anordnung der Kristallteile.

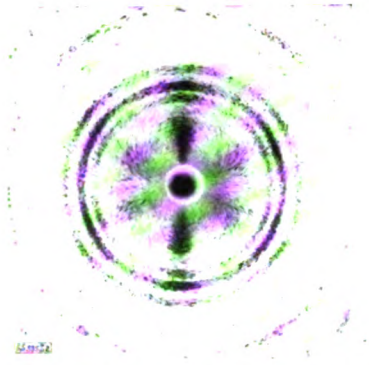


Abb. 2. Geglüht bei 250° C, 30 Min. Auftreten von Pünktchen infolge der Entstehung neuer Kristalle.

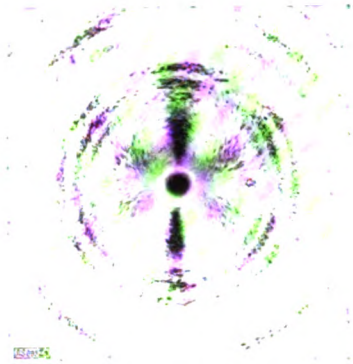
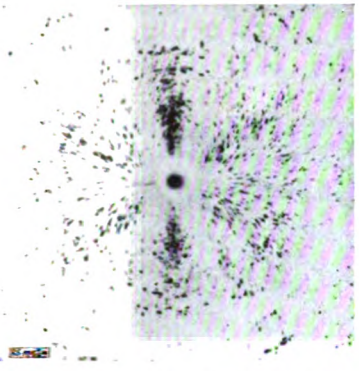


Abb. 3. Geglüht bei 375° C, 30 Min. Auftreten neuer Flecke auf den Interferenzkreisen infolge einer neuen Anordnung der Kristalle.



bb. 4. Geglüht bei 425 und 500° C, 30 Min. Verhwinden der Interferenzkreise infolge Vergröberung des Korns.

bb. 1 bis 4. Röntgenaufnahmen von sehr reinem luminiumdraht (99,9% Al) nach verschiedener Glühbehandlung.

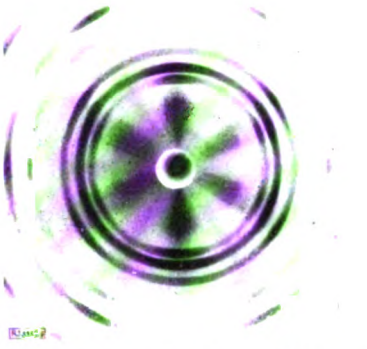


Abb. 5. Gezogen von 5,0 mm auf 0,97 mm = 96,2% Querschnittsverminderung und geglüht bei Temperaturen bis 200° C. Aussehen der Aufnahme ganz wie Abb. 1.

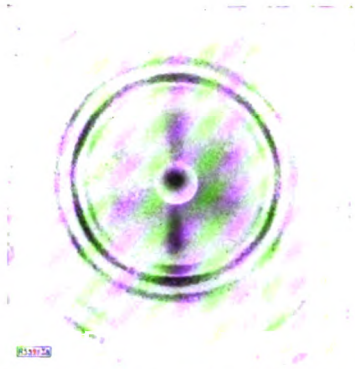
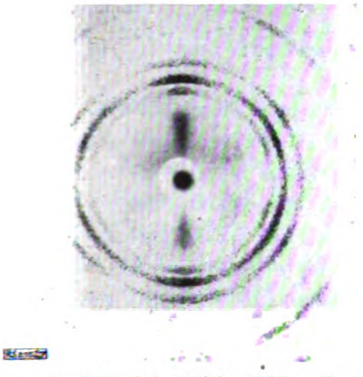


Abb. 6. Geglüht bei 250° C, 30 Min. Auftreten von Pünktchen infolge der Rekristallisation und Schließen der Interferenzkreise infolge Verschwindens der regelmäßigen Anordnung der Kristalle.



bb. 7. Geglüht bei 375° C, 30 Min. Ganz in nktchen aufgeteilt infolge vollständiger Rekristallisation.

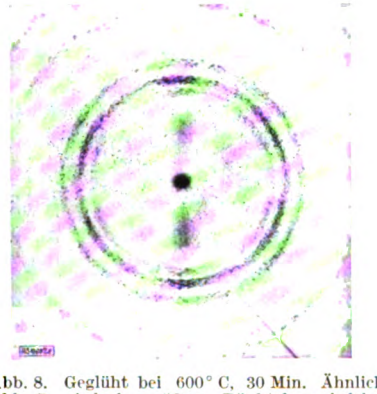


Abb. 8. Geglüht bei 600° C, 30 Min. Ähnlich Abb. 7, jedoch größere Pünktchen infolge gröberen Korns.

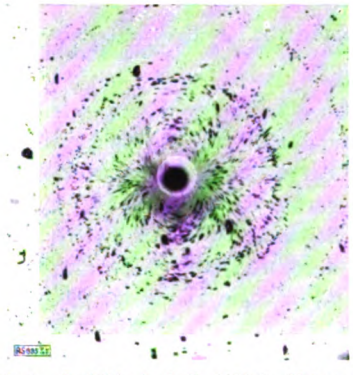


Abb. 9. Geglüht oberhalb 600° C. Neben den Interferenzpunkten der kleinen Kristalle einige starke Interferenzpunkte infolge der Durchleuchtung eines großen Kristalls.

Abb. 5 bis 9. Röntgenaufnahmen von Drähten aus Handelsaluminium (98,7%) nach verschiedener Glühbehandlung.

Gefügeänderungen durch Erwärmung.

1. Die Gefügeuntersuchung wurde mit Hilfe von Röntnstrahlen durchgeführt (Abb. 1 bis 9), die über die röße und Anordnung der Kristalle schneller und zurlässiger als mikroskopische Beobachtungen[1] Aufhluß geben[2].

[1] R. Glocker, E. Kaupp und H. Widmann, Z. Metallnde Bd. 17, S. 355/57. 1925; G. Sachs und E. Schiebold: a. O.

[2] Dagegen lassen sich vorläufig geringe Mengen von ristallarten nicht mit Hilfe von Röntgenstrahlen nacheisen; daher gibt auch das Röntgenbild keine Auskunft er den Zustand der Verunreinigungen im Aluminium.

Der Beginn der Rekristallisation äußert sich entsprechend Abb. 2 und 6 im Röntgenbild (Debye-Scherrer-Aufnahme kombiniert mit Laue-Aufnahme) erst oberhalb 200° C durch das Erscheinen feiner Pünktchen in der stetigen Schwärzung der Aufnahmen kaltverformter Proben (Abb. 1 und 5). Der Rekristallisationsbeginn liegt mithin bei Al 99,9 bei gleicher Temperatur wie bei Al 98,7. Die Verunreinigungen sind demnach hierin einflußlos.

2. Nach vollständiger Rekristallisation (oberhalb 200° C) (Abb. 3 und 4, 7 bis 9), tritt bei höheren Temperaturen Kornvergröberung ein. Ein grobes Korn ist in Röntgenaufnahmen, wie sie hier wiedergegeben

Digitized by Google

sind, gut zu erkennen. Die Entstehung der Kreise in den Aufnahmen beruht darauf, daß besonders intensive Wellenlängen an besonders orientierten Kristallen reflektiert werden; während die innere Schwärzung ihre Entstehung der Reflexion kontinuierlicher Strahlung an irgendwie gelegenen Kristallen verdankt. Solange das Korn fein ist, sind genügend Kristallagen für die besonders intensiven Wellenlängen vorhanden, so daß deren Wirkung überwiegt. Wird das Korn grob, so fehlen viele Kristallagen, und außerdem wird auch jeder einzelne Interferenzpunkt der kontinuierlichen Strahlung infolge des Zusammenwirkens vieler paralleler Gitterebenen intensiv. Infolgedessen treten bei genügender Korngröße die Interferenzkreise, wie in den Aufnahmen 4 und 9, nur noch wenig hervor. Eine Probe, die ein solches Röntgenbild gibt, kann man als grobkörnig („überhitzt") bezeichnen.

Eine derartig feststellbare Grobkristallisation tritt bei Al 99,9 entsprechend Abb. 3 und 4 zwischen 375 und 425° C, bei Al 99 und Al 98,7 erst oberhalb 600° C ein, da Abb. 8 noch die Interferenzkreise erkennen läßt. Die Verzögerung der Kornvergröberung durch die Verunreinigungen ist also sehr erheblich. Und zwar dürfte die Wirkung wohl auf eine Behinderung der Sammelkristallisation durch die in den Korngrenzen gelagerten Kristallarten (Si, $FeAl_3$) zurückzuführen sein.

Bei den bei 600° C und höher geglühten Proben ist die durchschnittliche Korngröße bei Al 99,9 am größten, bei Al 98,7 am kleinsten. Bei Al 98,7 sind aber, wie die Röntgenaufnahme Abb. 9 an den einzelnen starken Interferenzpunkten und die zerrissenen Probestäbchen in Abb. 14 an dem Aussehen des Bruches erkennen lassen, vereinzelt große Kristalle entstanden, die den ganzen Querschnitt des Stabes einnehmen. Durch die Verunreinigungen wird also bei hochgeglühten Proben einerseits die durchschnittliche Korngröße herabgedrückt, anderseits die Entstehung einzelner großer Kristalle auf Kosten der übrigen gefördert. Ein ähnlicher Einfluß der Verunreinigungen[1] ist bei Wolfram bekannt und technisch zur Herstellung von Kristallen verwertet worden. Die Entstehung großer Kristalle wäre danach so zu erklären, daß zu einer derart weitgehenden Sammelkristallisation nicht nur die Temperatur eine bestimmte Höhe erreichen, sondern auch die durchschnittliche Korngröße unter einer gewissen Grenze bleiben muß[2].

[1] Z. Jeffries und R. S. Archer: The Science of Metals, New York 1924, S. 106.

[2] H. Alterthum, Z. phys. Chem. Bd. 110, S. 1/16. 1924.

4. Die Röntgenaufnahmen (Abb. 1 bis 9) geben auch einen guten Überblick über die Anordnung der Gitterteilchen in den untersuchten Proben.

In den gezogenen Drähten aller drei Reinheitsgrade stellen sich die Gitterteilchen, wie aus der Aufteilung der Interferenzkreise und der sternförmigen Figur in Abb. 1 und 5 hervorgeht, mit einer Würfeldiagonale parallel zur Drahtachse ein. Diese Gleichrichtung ist stets mit einer erheblichen Streuung behaftet, die bei allen drei Reinheitsgraden annähernd gleich groß ist.

Bei der Rekristallisation macht sich ein starker Einfluß des Reinheitsgrades auf die Kristallanordnung bemerkbar. Beim reinen Material bleibt, wie Abb. 2 bis 4 zeigen, die Gleichrichtung der Gitterlagen bis zu den höchsten Temperaturen herauf gut erhalten. Außerdem tritt, wie das Auftreten neuer Häufungsstellen auf den Interferenzkreisen in Abb. 3 zeigt, unmittelbar nach der Rekristallisation auch eine neue Lage auf[1], bei der die Gitterteilchen mit einer Würfelkante der Drahtachse parallel liegen, und die im ungeglühten Draht höchstens andeutungsweise vorhanden ist. Auch bei den Vorversuchen, die in den Versuchsbedingungen

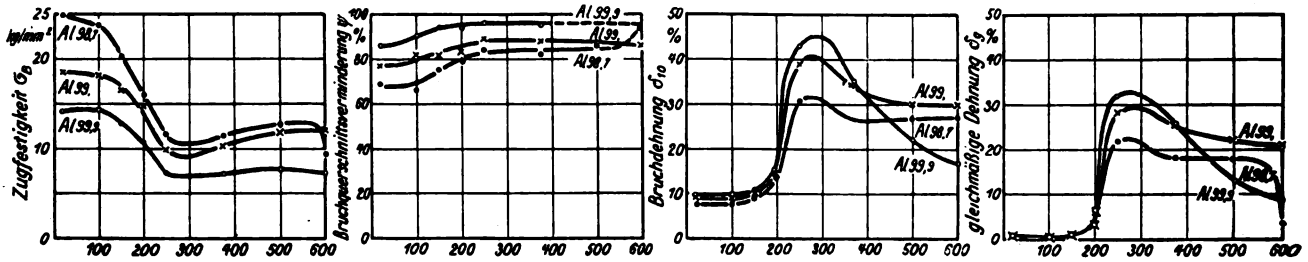


Abb. 10. Zugfestigkeit. Abb. 11. Bruchquerschnittsverminderung. Abb. 12. Bruchdehnung. Abb. 13. Gleichmäßige Dehnung.

Abb. 10 bis 13. Festigkeitseigenschaften von Aluminium verschiedenen Reinheitsgrades, gezogen von 5 mm auf 0,97 mm = 96,2% Querschnittsabnahme und geglüht bei verschiedenen Temperaturen ½ St. Oberhalb 250° C abgeschreckt in H_2O.

etwas abweichend waren, trat diese Rekristallisationslage gleichartig auf. Bei Al 98,7 entsteht dagegen, wie aus Abb. 6 hervorgeht, schon bei der Rekristallisation weitgehende Unordnung, und nach dem Glühen bei höheren Temperaturen ist die Gleichrichtung fast verschwunden[2]. Bei Al 99 bleibt wohl die Anordnung der Gitterteilchen des gezogenen Drahtes nach dem Glühen teilweise erhalten; eine neue Lage entsteht jedoch nicht in merklichem Maße.

Mechanische Eigenschaften.

Abb. 10 bis 13 geben die Festigkeit σ_B, die Bruchquerschnittsverminderung ψ, die Bruchdehnung δ_{10} (bezogen auf eine Meßlänge gleich dem 10fachen Dmr.) und die gleichmäßige Dehnung δ_g in Abhängigkeit von der Glühtemperatur wieder.

1. Durch halbstündiges Glühen bis 100° C werden die mechanischen Eigenschaften stark kaltverformten

[1] Vgl. R. Glocker und E. Kaupp: Z. Metallkunde Bd. 16, S. 377/79. 1924.

[2] Der Umstand, daß die Proben Al 99,9 und Al 98,7 trotz der verschiedenen Anordnung der Kristalle in geglühtem Zustande die gleiche Anordnung nach dem Ziehen besitzen, zeigt, daß hier die Vorgeschichte des Drahtes auf den Zustand nach der starken Beanspruchung des Ziehens von geringem Einfluß ist.

Digitized by Google

Aluminiums unabhängig vom Reinheitsgrade nur wenig verändert[1].

2. Zwischen 100 und 150° C tritt eine starke Veränderung der Festigkeitseigenschaften ein. Die Entfestigung setzt also auch beim reinsten Aluminium schon erheblich unterhalb derjenigen Temperatur (≈ 225° C) ein, bei der sich im Röntgenbild die ersten Veränderungen im Sinne einer Rekristallisation erkennen lassen[2].

Bei 250 bis 300° C liegt ein Mindestwert der Festigkeit (Abb. 10) und ein Höchstwert der Dehnung[3] (Abb. 12 und 13) bei allen drei Sorten. Die Bruchquerschnittsverminderung (Abb. 11) steigt etwas an, ist jedoch im ganzen wenig empfindlich.

Während bei Mischkristallen die Entfestigung im allgemeinen bei höheren Temperaturen eintritt als bei den reinen Stoffen[4], hat der Reinheitsgrad bei Aluminium also keinen merklichen Einfluß auf den Verlauf der Entfestigung. Es ist demnach zu vermuten, daß bei Al 99,9 die hauptsächlich vorhandenen Verunreinigungen (Fe und Si) nicht mehr vollständig in den Mischkristall eingehen, sondern Aluminium bei Raumtemperatur schon bei geringeren Gehalten gesättigt ist.

3. Die Wärmebehandlung bei Temperaturen über 400° C hat eine Härtung des Aluminiums, d. h. eine Erhöhung der Festigkeit und Verringerung der Dehnung zur Folge[5]. Die Härtung ist bei Al 98,7 und 99 recht beträchtlich, da die Festigkeit der von 500° C abgeschreckten Proben rd. 25% höher ist als die Festigkeit der bei 600° und 375° C geglühten. Aber auch bei Al 99,9 ist noch nach Abb. 10 eine geringe Härtungswirkung vorhanden.

Auch dieser Umstand spricht dafür, daß die in Al 99,9 enthaltenen Verunreinigungen bei Raumtemperatur teilweise nicht mehr in fester Lösung stabil sind. Der wirksame Bestandteil dürfte das Silizium sein, von dem in Aluminium demnach weniger als 0,01% bei Raumtemperatur löslich sind[1].

4. Glühen oberhalb 375° C hat weitere Änderungen der Festigkeitseigenschaften zur Folge, die mit der zu Beginn beschriebenen Kornvergröberung in naher Beziehung stehen.

Bei Al 99,9 äußert sich die allgemeine Kornvergröberung mit zunehmender Temperatur in einem starken Abfall der Dehnungen δ_{10} und δ_g. Dagegen werden die Festigkeit σ_B und Bruchquerschnittsverminderung ψ kaum beeinflußt. Eine eigentliche Materialverschlechterung bedeutet die Kornvergröberung im Falle des Aluminiums im Gegensatz zu anderen Stoffen[2] aber danach nicht, da der Stoff weder spröder noch weniger tragfähig geworden ist.

Der Abfall der (gleichmäßigen) Dehnung erklärt sich zwanglos aus der hohen Ungleichmäßigkeit der grobkörnigen Zerreißproben[3], die in Abb. 14 gut zum Ausdruck kommt. Auch hier zeigt sich, daß die Dehnung nur mit großer Vorsicht als technologische Güteziffer verwendbar ist.

Abb. 14. Zerrissene Drähte von Aluminium verschiedenen Reinheitsgrades, das bei verschiedenen Temperaturen geglüht wurde.

Bei Al 99 bleiben die Festigkeitseigenschaften entsprechend den geringen Gefügeänderungen, die auch die Zerreißproben Abb. 14 zeigen, bis zu den höchsten Glühtemperaturen nahezu unverändert.

Das gleiche ist bei Al 98,7 bis 500° C der Fall. Die bei 600° C geglühten Proben reißen jedoch, wie Abb. 14 zeigt, in den groben Kristallen, die vereinzelt im sonst feinkörnigen Stabe liegen und die sich stark elliptisch abflachen und in der Einschnürung zu einer Schneide ausziehen. Dementsprechend ist wohl die Bruchdehnung verhältnismäßig groß, die gleichmäßige Dehnung der tragfähigeren feinkörnigen Teile aber gering. Die Festigkeit der bei 600° C geglühten Proben von Al 98,7 ist erheblich geringer als die der bei 500° C geglühten.

Die Untersuchung ist mit Unterstützung der Notgemeinschaft der Deutschen Wissenschaften durchgeführt worden, der hierfür bestens gedankt sei.

[1] Vgl. P. Ludwik: Int. Z. Metallogr. Bd. 8, S. 55/67. 16; H. C. H. Carpenter und J. Taverner: J. Inst. Met. 1. 18, S. 115/55. 1917, II; H. C. H. Carpenter und C. C. mith: J. Inst. Met. Bd. 29, S. 29/70. 1923, I.

[2] Vgl. G. Sachs u. E. Schiebold: Z. Metallkunde Bd. 17, 400/02. 1925.

[3] O. Bauer und O. Vogel: Mitt. Materialpr.-Amt Bd. 33, 146/98. 1915; H. Röhrig: Z. Metallkunde Bd. 16, S. 265/70. 24; G. Sachs und E. Schiebold: a. a. O.

[4] F. Saeftel und G. Sachs: Z. Metallkunde Bd. 17, 155/61. 258/64, 294/98. 1925.

[5] O. Bauer und O. Vogel: a. a. O.

[1] Vgl. G. Masing und C. Haase: Wiss. Veröff. Siemens-Konz. Bd. 5/2, S. 183/92. 1926; W. Köster und F. Müller: Z. Metallkunde Bd. 19, S. 52/57. 1927.

[2] Vgl. G. Sachs und G. Fiek: Der Zugversuch, S. 119. Leipzig 1926.

[3] G. Sachs: Ber. Werkstoffausschuß V. D. E. Nr. 58. 1925.

Digitized by Google

Festigkeitseigenschaften von Metallkristallen.

Von Frhrn. v. Göler und G. Sachs[1].

Die Eigenschaften der Metalle, soweit sie nicht allgemeines physikalisches Interesse gefunden haben, bilden den Inhalt eines besonderen Wissenschaftszweiges von erheblicher technischer Bedeutung, der Metallkunde. Die Metallkunde läßt sich in ihrer Vielseitigkeit am besten mit der Mineralogie vergleichen. Beide entnehmen ihre Grundlagen der Physik, Chemie, physikalischen Chemie, Kristallographie und Mechanik und suchen mit deren Hilfe eine gewisse Ordnung in die große Mannigfaltigkeit der Erscheinungen ihres Gebietes hineinzubringen.

Wenn auch die Metallkunde noch weit davon entfernt ist, eine wirklich exakte Wissenschaft zu sein, so ist doch besonders in den letzten Jahren der rein beschreibende Zustand in verschiedenen Teilgebieten überwunden worden. Die planmäßige Herstellung und Untersuchung einzelner Kristalle, sowie die Erforschung des Gitterbaues und von Kristallanordnungen, besonders mit Hilfe von Röntgenstrahlen, bedeuten die Einführung moderner physikalischer Vorstellungen und Methoden in die Metallkunde. Auf der anderen Seite ist durch mathematische und analytische Durchdringung der technologischen Formgebung und Materialprüfung ein verstärker Zusammenhang mit den bewährten Verfahren der Mechanik geschaffen worden.

Es ist nicht möglich, im Rahmen eines kurzen Referates über den gegenwärtigen Stand der gesamten Metallkunde zu berichten. Es sei uns daher gestattet, Ihnen hier im wesentlichen nur eine Beschreibung einiger Arbeitsverfahren zu geben, die zu Zeit in unserem Institut bei Untersuchungen an einzelnen Kristallen Anwendung finden, und am Beispiele des Zugversuches an Aluminiumkristallen zu zeigen, in welcher Weise eine physikalische Behandlung verwickelter technologischer Verformungsvorgänge durchgeführt werden kann.

Die Herstellung einzelner Kristalle.

Für physikalische und mechanische Untersuchungen an einzelnen Kristallen müssen diese in der Regel in Form prismatischer oder zylindrischer Stäbchen vorliegen. Von den meisten Stoffen, besonders den Metallen, kommen Kristalle in den für einwandfreie Versuche benötigten Abmessungen in der Natur nicht vor. Der rasche Fortschritt der Metallkunde in den letzten Jahren hat daher auch die Entwicklung einer Reihe verschiedener Verfahren zur Züchtung von Kristallen mit sich gebracht. Man kann heute von vielen Metallen und auch Legierungen einzelne Kristalle in Form dünner Drähte, dicker Stangen, Bleche oder beliebig gestalteter Klötze herstellen („Einkristalle").

Die Verfahren zur Kristallherstellung sind entweder solche, bei denen Kristalle sich aus einer anderen Phase niederschlagen oder solche, bei denen eine Umwandlung feinkristalliner Aggregate im festen Zustande vor sich geht. Viel angewandt wird das Schmelzflußverfahren. Hierbei sind zwei verschiedene Wege eingeschlagen worden, einmal langsames Erstarren in Gefäßen, das andere Mal durch Herausziehen eines Kristallfadens aus der Schmelze[1]. Die Züchtung von Kristallen im festen Zustande kann auf zwei grundsätzlich verschiedene Arten erfolgen. Entweder wird das Material um geringe Beträge verformt und dann auf bestimmte Temperaturen erhitzt, oder die Probe wird nahe dem Schmelzpunkt längere Zeit geglüht. Auf dem letzten Wege wurden erstmalig Metallkristalle, und zwar Wolframkristalle für Glühlampenfäden, planmäßig hergestellt[2].

Im Institut sind das Schmelzflußverfahren und das Rekristallisationsverfahren zur Erzeugung von Metallkristallen, vor allem auch von Legierungskristallen, herangezogen worden.

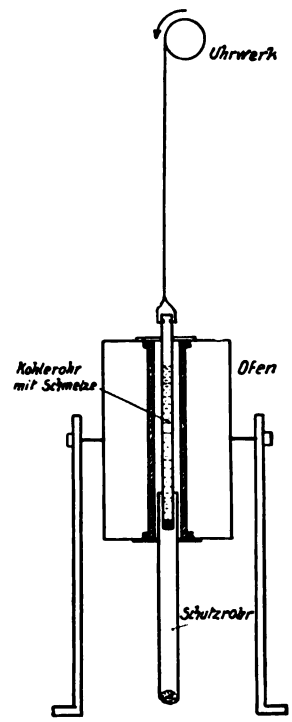


Abb. 1. Herstellung von Kristallen durch langsame Erstarrung.

Das Verfahren der langsamen Erstarrung ist zuerst von Tammann[3] beschrieben und dann besonders von Bridgman[4] zu hoher Vollkommenheit gebracht worden. Ein Rohr aus Glas, Quarz oder Kohle wird, wie Abb. 1 zeigt, mit der Schmelze gefüllt und in einem senkrecht stehenden Ofen durch einen Elektromotor oder ein Uhrwerk langsam herabgesenkt. Auf diese Weise haben wir Kristallstäbe aus Kupfer und Messing von 1 cm Durchmesser und 25 cm Länge hergestellt[5]. Die Schmelze kann auch durch Vakuum hochgesaugt werden[6]. Der letzte Weg gibt für niedrigschmelzende Stoffe besonders dichte Kristalle. Abb. 2 zeigt die Laueaufnahme eines Spaltstückes von einem auf diese Weise hergestellten Mischkristall mit 48% Wismut und 52% Antimon.

Nach dem Rekristallisationsverfahren, das von Carpenter und Elam[7] ausgearbeitet worden ist, können z. B. Aluminiumkristalle nach folgender Vorschrift hergestellt werden: 1. Ziehen oder Walzen des angelieferten Materials und Fertigstellung der Probestäbe, 2. Glühen

[1] Original: Z. techn. Phys. Bd. 8, S. 586. 1927. Nach einem Referat von G. Sachs, erstattet auf dem Physikertag in Kissingen am 22. Sept. 1927.

[1] J. Czochralski: Z. phys. Chem. Bd. 92, S. 219/21. 1918.

[2] D. R.-P. 291994 (Orbig und Schaller); s. W. Böttger: Z. Elektrochem. Bd. 23, S. 121/26. 1917.

[3] G. Tammann: Lehrbuch der Metallographie, 2. Aufl., S. 13. Leipzig 1921.

[4] P. W. Bridgman: Proc. Am. Acad. Arts Sci. Bd. 60, S. 306/83. 1925.

[5] G. Sachs und H. Shoji: Z. Phys., Bd. 45. 1927. S. 776—796.

[6] H. Seng: Mitt. Materialpr.-Amt N. F. H. 5. 1927.

[7] H. C. H. Carpenter und C. F. Elam: Proc. Roy. Soc. Bd. 100 A, S. 329/53, 1921; vgl auch R. Karnop und G. Sachs: Z. Phys. Bd. 42, S. 283/311. 1927.

Digitized by Google

ei 550°, 6 St. zur Beseitigung der Vorbehandlung und lerstellung eines feinkörnigen Zustandes, 3. Dehnen in iner Zerreißmaschine um etwa 2% zur Erzielung günstiger Kernbildung bei Erhitzung, 4. 6 Tage Glühen bei tetig von 450 bis 550° ansteigender Temperatur, 5. Nachlühen bei 600°, 1 St. zur Beseitigung von kleinen, an

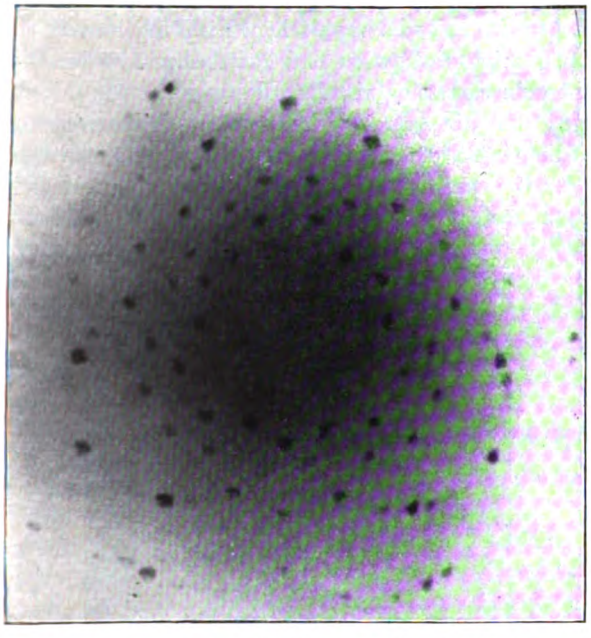


Abb. 2. Laueaufnahme eines Wismut-Antimon-Mischkristalls.

r Oberfläche zurückbleibenden Kristallen. In fast eicher Weise haben wir neuerdings Kristalle von uminiumlegierungen hergestellt, um an diesen den chnisch wichtigen Veredlungsvorgang zu studieren[1].

Die Bestimmung der Kristallorientierung.

Die physikalischen Eigenschaften sind Funktionen r Kristallorientierung. Da die äußere Gestalt der nstlich hergestellten Kristalle nichts über die Gitterge aussagt, muß die Orientierung des Kristallstäbchens stimmt werden.

Bei den meisten Metallkristallen fehlen äußere krillographische Merkmale ganz oder sind unvollkommen er lassen sich nur unter Störung der Eigenschaften rstellen. Äußerlich erkennt man den einheitlichen ufbau aus dem Schmelzfluß gewonnener Kristalle ufig, wie Abb. 3 an einem Messingkristall zeigt, an n regelmäßigen, „dendritischen" Oberflächenzeichngen, die besonders bei verunreinigtem Material auten, und an den gesetzmäßig eingelagerten Erstarngshohlräumen. Durch Ätzen können diese Erscheingen deutlicher gemacht werden. Die Orientierung n Kristallstäben kann jedoch nicht nach dem üblichen stallographischen Verfahren mit Hilfe eines Goniters, sondern muß auf andere Weise optisch oder ntgenographisch festgestellt werden.

Kristallographische Reflexe weist auch ein beliebig ormter Kristall auf, besonders wenn er mit geeigneten tteln kräftig angeätzt wird. Dabei entstehen auf seiner erfläche facettenartig niedrig indizierte Kristallflächen. Die Orientierung solcher Kristalle kann dann durch das in seiner Einfachheit bestechende Verfahren von Bridgman[1] bestimmt werden. Der Kristall wird in eine radial durchbohrte Holzkugel gesteckt, und die Reflexion einer scharfen Lichtquelle — am besten der Sonne — durch Bewegen und Drehen der Kugel am Kristall und gleichzeitig an einem auf der Rückseite angekreideten Spiegel eingestellt. Reflektieren Kristall und Spiegel gleichzeitig, so tangiert der Spiegel die Kugel im Pol der reflektierenden Kristallfläche, der sich bei Berührung des Spiegels und der Kugel auf dieser markiert. Versieht man die Kugel mit einem Winkelnetz, so können die gewünschten Winkel unmittelbar abgegriffen werden.

Abb. 3. Messingkristall, dendritisch erstarrt und mit Hohlräumen (zweifach vergrößert).

Bei angeätzten Aluminiumkristallen entstehen auch im Polarisationsmikroskop mit eingeschalteten Gipsplättchen äußerst lebhafte Polarisationsfarben, die ebenfalls für die Orientierungsbestimmung brauchbar sind[2].

Ferner läßt sich aus einer einzigen Laueaufnahme die Orientierung bestimmen[3]. Man mißt einige Zonenkreise der Aufnahme aus und sucht in stereographischer Projektion einen Zonenkreis durch Drehung auf den Grundkreis zu bringen und ihn durch Vergleich mit Schablonen zu identifizieren.

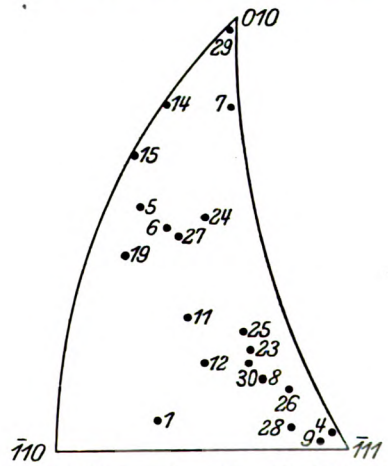


Abb. 4. Orientierung der untersuchten Aluminiumkristallstäbe.

Diese Verfahren sind für unverformte Kristalle geeignet. Bei deformierten Kristallen muß man zur Anwendung monochromatischer Röntgenstrahlung übergehen.

Für die Darstellung der Orientierung bedient man sich in neuerer Zeit besonders der mit Hilfe der stereographischen Projektion in die Ebene abgebildeten „Pol-

[1] G. Sachs: Z. Metallkunde Bd. 18, S. 209/12. 1926.

[1] P. W. Bridgman: a. a. O.

[2] G. Sachs: Z. Metallkunde Bd. 17, S. 299/300. 1925.

[3] E. Schiebold und G. Sachs: Z. Kristallogr. Bd. 63, S. 34/48. 1926.

Digitized by Google

kugel" mit Winkelnetz. Die Darstellung kann so erfolgen, daß man im ganzen drei Oberflächenpunkte der Polkugel als Pole von Kristallrichtungen festhält und den Ausstichpunkt der Stabachse — und nötigenfalls einer weiteren Bezugsrichtung im Stabe — als Repräsentationspunkte einträgt. Abb. 4 zeigt die Orientierung einer Anzahl von Aluminiumkristallen in dieser Darstellung, deren Verhalten beim Zugversuch untersucht wurde. Das umschriebene sphärische Dreieck erschöpft im vorliegenden Falle die Mannigfaltigkeit möglicher Orientierungen.

Gleiten und Schubspannung.

Bei der Kristalldeformation wird die Wirksamkeit kristallographischer und mechanischer Gesetze verdeckt durch physikalische Eigenschaftsänderungen, die sich bisher größtenteils einer exakten Behandlung und Deutung entziehen. Bei der Durchführung von Versuchen

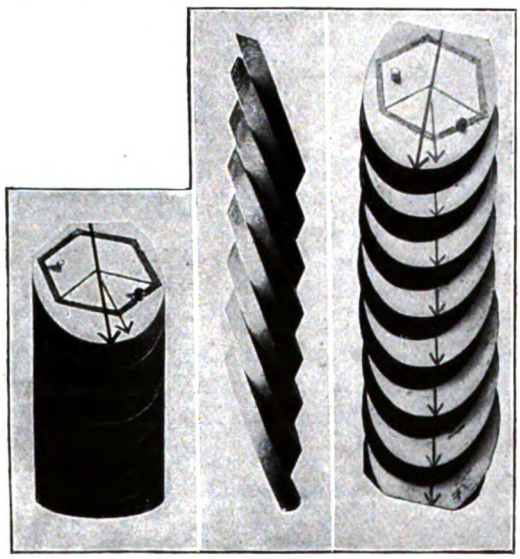


Abb. 5. Modell von Mark-Polanyi-Schmid zur Veranschaulichung des Dehnungsmechanismus von Zinkkristallen bei Zugversuchen.

kommen noch die Schwierigkeiten in der Erzielung sauberer Versuchsbedingungen hinzu, z. B. bezüglich nebenspannungsfreier Einspannungen, Gleichmäßigkeit in der Zusammensetzung, dem Zustand und den Abmessungen der Versuchsproben usw., wodurch der Versuchsverlauf unter Umständen maßgebend beeinflußt wird. Eine weitere Schwierigkeit entspringt aus der häufigen Unstetigkeit der Gleitvorgänge.

Eine Kraftwirkung führt bei einem Stoff zunächst zu reversiblen, elastischen Verformungen. Mit wachsender Beanspruchung tritt dann entweder Bruch oder eine bruchlose, plastische, d. h. bleibende Verformung in zunehmendem Maße ein. Bei beiden Vorgängen lassen sich weitgehend gültige kristallographische Gesetze herausschälen, wonach bestimmte Kristallflächen und -richtungen für die Deformationsvorgänge eine besondere Rolle spielen. Dabei unterliegt der Kraftverlauf bei diesen kristallgeometrischen Lagenänderungen einfachen mechanischen Gesetzen, indem kritische Normal- und Schubspannungen die Trennungs- und Gleiterscheinungen regeln.

Bei Festigkeitsversuchen an hochschmelzenden Kristallen, wie Aluminium, Kupfer, Eisen usw., spielen Trennungsvorgänge eine untergeordnete Rolle. Die Gestaltsänderung eines Kristalls geht nach den Versuchen von Polanyi, Schmid u. a.[1] im wesentlichen, wie Abb. 5 veranschaulicht, durch Gleiten auf einem oder mehreren Systemen paralleler kristallographischer Flächen in kristallographischen Richtungen vor sich. Abb. 6 zeigt die Spuren der Gleitflächen auf der Oberfläche eines Messingkristalls. Bestimmend für das Einsetzen und die Aufrechterhaltung der Gleitbewegungen ist die Größe der Schubspannung auf der Gleitfläche in der Gleitrichtung. Ein beanspruchter Kristall gleitet also zunächst auf dem System, in dem diese Schub-

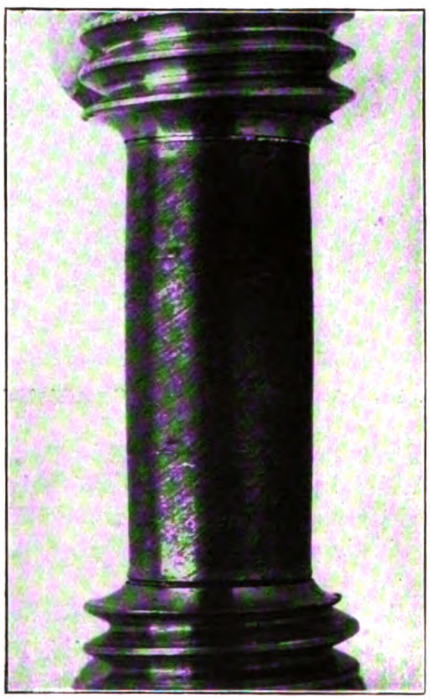


Abb. 6. Messingkristallstäbchen mit Gleitlinien nach abwechselnder Zug- und Druckbeanspruchung (2,5fach vergrößert).

spannung am größten ist. Wie das Experiment und geometrische Betrachtungen zeigen, ändert sich dabei die Kristallorientierung gegenüber dem Spannungsfeld solange, bis auf zwei Gleitsystemen die zum Gleiten erforderliche Schubspannung erreicht wird. Die einfache Gleitung wird dann durch einen verwickelten Vorgang abgelöst. Bei Aluminium z. B. tritt dann gleichzeitig oder abwechselnd in kleinen Stufen doppelte Gleitung auf zwei gleichwertigen Gleitsystemen ein.

Der Gleitwiderstand wächst auch mit zunehmender Abgleitung. (Als Abgleitung ist dabei die gegenseitige Verschiebung zweier Gleitflächen im Abstande 1 eingeführt[2].) Die Änderung der Kristallorientierung während eines Versuches hat außerdem zur Folge, daß sich rein geometrisch das Größenverhältnis zwischen der

[1] H. Mark, M. Polanyi und E. Schmid: Z. Phys. Bd. 12, S. 58/116. 1922; G. J. Taylor und C. F. Elam: Proc. Roy. Soc. Bd. 102 A, S. 643/67. 1923; Bd. 108 A. S. 28/51. 1925; E. Schmid: Z. Phys. Bd. 40, S. 54/74. 1926.

[2] Frhr. v. Göler und G. Sachs: Z. Phys. Bd. 41, S. 103/15. 1927.

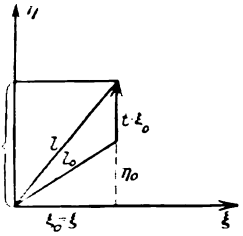
Digitized by Google

wirksamen Schubspannung und den Hauptspannungen ndert. Und zwar kann es sowohl kleiner als auch größer erden. Ersteres ist z. B. bei Zugversuchen die Regel, o daß der Anstieg der Zugspannung nicht allein eine irkliche Eigenschaftsänderung, die Kristallverfesti- ung, sondern auch zum Teil ein Orientierungseffekt ist. edoch beträgt diese Orientierungsverfestigung meist ur einen Bruchteil der Gesamtverfestigung.

Wir können nunmehr davon ausgehen, daß die Wirk- amkeit von Kristallflächen und -richtungen als Gleit- ächen und -richtungen bekannt, und daß die Bedeu- ung der Schubspannung für den Gleitvorgang sicher- estellt ist. Die bei einem Festigkeitsversuch unmittel- ar feststellbaren technologischen Kennziffern müssen doch erst auf kristallographische Größen zurückgeführt erden. Darüber hinaus ergibt sich die Aufgabe, die raft- und Gestaltsverhältnisse bei einem Versuch voll- ständig aus den grundlegenden Eigenschaften des Kri- talls abzuleiten.

Die Transformationsgleichungen des Zugversuches.

Wir wollen uns nun eingehender mit den Gesetz- äßigkeiten eines Zugversuches befassen. Bei einem ugversuch können einerseits die Dehnung und die Ge- staltsänderung, andererseits die Kraft bzw. die Zugspannung leicht experimentell verfolgt wer- den. Die Beziehung zwischen diesen und den kristallographi- schen Größen — der Abgleitung und den Koordinaten der Kri- stallage — kann bei einfacher Gleitung leicht geometrisch oder mit Hilfe von Transformations- gleichungen verfolgt werden. Die oordinaten eines Punktes ξ_0, η_0, ζ_0 in einem Ko- rdinatensystem, dessen ξ-Achse parallel der Gleit- ächennormale, und η-Achse parallel der Gleitrichtung t, werden nach einer Abgleitung um den Betrag $t \cdot \xi_0$ gl. Abb. 7):



bb. 7. Zur Ableitung der ans-formationsgleichungen für einfache Gleitung.

$$\left.\begin{aligned} \xi &= \xi_0\,, \\ \eta &= \eta_0 + t \cdot \xi_0\,, \\ \zeta &= \zeta_0\,. \end{aligned}\right\} \qquad (1)$$

nd die einzige Koordinatenänderung ist:

$$d\eta = \eta - \eta_0 = t \cdot \xi_0\,. \qquad (2)$$

ird die Anfangslage durch den Winkel φ_0 zwischen leitflächennormale und Stabachse und den Winkel ϱ_0 wischen Gleitrichtung und Stabachse gekennzeichnet, folgt aus dem Gleichungssystem (1), daß die Stab- hse in der durch ihre ursprüngliche Lage und die Gleit- htung bestimmten Gitterebene bleibt. Dabei ändert e Stabachse ihre Lage zur Gleitrichtung so, daß:

$$\frac{\sin\varrho}{\sin\varrho_0} = \frac{l_0}{l} = \frac{f}{f_0}\,, \qquad (3)$$

orin l_0, l die Längen und f_0, f die Querschnitte vor nd nach der Verformung sind. Gleichung (3) sagt aus, aß die Stabachse sich durch die Gleitung der Gleit- htung nähert und bei unendlich großer Abgleitung beide zusammenfallen würden. Die Abgleitung t ergibt sich zu:

$$t = \frac{\cos\varrho}{\cos\varphi} - \frac{\cos\varrho_0}{\cos\varphi_0}\,. \qquad (4)$$

Mit Hilfe der Transformationsgleichungen lassen sich auch die Gestaltsänderungen des Kristalls bei der Dehnung verfolgen. Danach wird z. B. ein anfänglich kreisrunder Querschnitt im Laufe des Zugversuchs elliptisch, wobei eine Querschnittsachse größer als der anfängliche Kreisdurchmesser werden muß. Das Experiment[1] ergab bei Aluminiumkristallen geringe systematische Abweichungen gegenüber der von der Theorie geforderten Gestalt. Die Ursache hierfür dürfte darin zu suchen sein, daß außer den aus mechanischen Überlegungen heraus zu erwartenden Gleitbewegungen auch auf anderen Systemen Gleitungen in geringem Maße vor sich gehen. Bei höheren Temperaturen versagen anscheinend bei Aluminiumkristallen die geometrisch-mechanischen Überlegungen, und der Gleitvorgang wird wesentlich verwickelter[2].

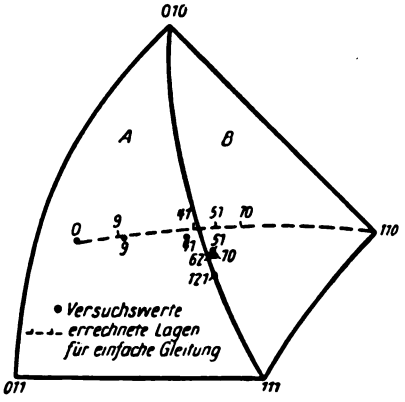


Abb. 8. Orientierungsänderung eines Aluminiumkristalls beim Zugversuch nach Taylor-Elam. (Die Zahlen geben die Dehnung an.) 121 = Endlage bei doppelter Gleitung.

Bei Zugversuchen an Kristallen höherer Symmetrie kommt die Stabachse im Verlauf der Gleitung in eine zu zwei Gleitsystemen symmetrische Lage. Unter der Voraussetzung, daß die bisher unwirksamen Gleitsysteme sich gleich stark verfestigt haben wie das wirksame, setzt sich bei Überschreitung der Symmetrielage ein zweites Gleitsystem in Aktion. Da jede kleine Gleitbewegung dt auf einem System nunmehr Einsetzen einer Gleitbewegung dt' auf dem anderen System und Zurückführung in die symmetrische Lage bewirkt, bewegt sich die Stabachse während einer solchen doppelten Gleitung auf der Symmetrieebene der beiden Gleitsysteme.

Ein solches Verhalten ist, wie Abb. 8 zeigt, von Taylor und Elam bei Aluminiumkristallen beobachtet und in dieser Weise gedeutet worden. Zur Berechnung führen wir ein neues gemeinsames Koordinatensystem X, Y, Z mit den Richtungskosinussen a_1, a_2, a_3 zur ξ-Achse, b_1, b_2, b_3 zur η-Achse ein, und entsprechend a_1', a_2', a_3', b_1', b_2', b_3' für das zweite Gleitsystem ξ', η'.

[1] R. Karnop und G. Sachs: Z. Phys. Bd. 41, S. 116/39. 1927.

[2] R. Karnop und G. Sachs: Z. Phys. Bd. 42, S. 283/301. 1927.

Digitized by Google

Wählen wir das Koordinatensystem entsprechend Abb. 9 so, daß die X-Achse senkrecht auf der ξ-Achse steht, so wird $a_1 = a_1' = 0$. Ist auch die Y-Achse symmetrisch zu beiden Systemen, so wird $a_3 = -a_3'$. Damit folgt

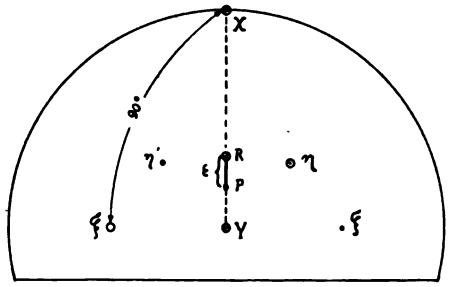


Abb. 9. Zur Ableitung der Transformationsgleichungen für doppelte Gleitung.

aus (2) für eine Abgleitung dt plus einer gleich großen dt' für die gesamten Koordinatenänderungen:

$$\left.\begin{aligned} dx &= 2\,dt \cdot y \cdot a_2 \cdot b_1 \\ dy &= 2\,dt \cdot y \cdot a_2 \cdot b_2 . \end{aligned}\right\} \qquad (4)$$

Wenn weiter in die Rechnung der Winkel zwischen der resultierenden Richtung R beider Gleitbewegungen und der Y-Achse eingeführt wird, dessen Tangente b_1/b_2 ist, und mit ε der Winkel zwischen R und der Stabachse bezeichnet wird, folgt schließlich:

$$\frac{dl}{l} = -\frac{df}{f} = -\cot\varepsilon \cdot d\varepsilon , \qquad (5)$$

$$\frac{l}{l_0} = \frac{\sin\varepsilon_0}{\sin\varepsilon} . \qquad (5a)$$

Ferner ergibt sich für die doppelte Abgleitung:

$$t = 2 \cdot a_2 \cdot b_2 \cdot \ln \cdot \frac{\left| 1 - \cot\varepsilon \cdot \frac{b_2}{b_1} \right|}{\left| 1 - \cot\varepsilon_0 \cdot \frac{b_2}{b_1} \right|} . \qquad (6)$$

Gleichung (5a) sagt aus, daß bei doppelter Gleitung allgemein die resultierende Richtung beider Gleitbewegungen für die Beschreibung der Längenänderung die

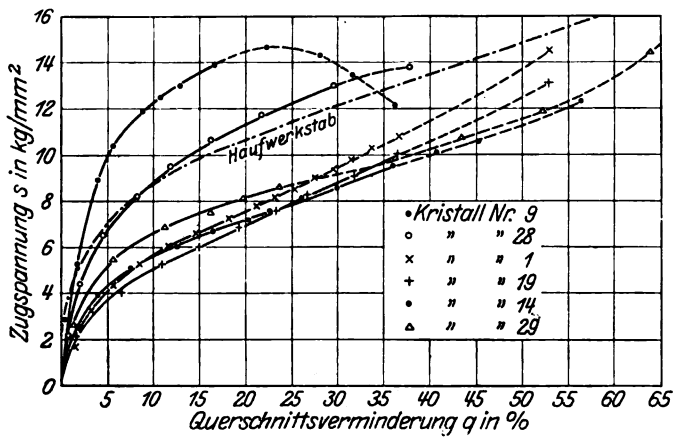


Abb. 10. Zugkurven verschiedener Aluminiumkristalle.

gleiche Bedeutung hat wie bei einfacher Gleitung die Gleitrichtung [vgl. Gleichung (3)]. Für die Gleitrichtung gilt aber bei einfacher Gleitung noch die Beziehung, daß die ihr parallelen Strecken ihre Länge nicht ändern wie alle Strecken in der Gleitfläche. Bei doppelter Gleitung bleiben aber, wie leicht einzusehen ist, nur solche Strecken erhalten, die in Richtung der Schnittkante beider Gleitflächen verlaufen.

Diese beiden Eigenschaften der Gleitrichtung verteilen sich also bei doppelter Gleitung im allgemeinen auf zwei Richtungen. Im Sonderfalle jedoch, daß die Gleitrichtungen beider Gleitsysteme zusammen in die Schnittgerade fallen, muß diese die beiden kennzeichnenden Eigenschaften der Gleitrichtung bei einfacher Gleitung haben. Der Fall entspricht dann vollkommen einer Stäbchengleitung, wie sie Taylor und Elam an Eisenkristallen[1] beobachtet haben.

Ein eindeutiger Rückschluß aus den Verformungen bei doppelter Gleitung auf die Gleitsysteme ist, falls keine äußeren Merkmale, wie Gleitlinien, vorliegen, nicht möglich. Im Falle des Eisens versagt auch dieses Merkmal.

Für regulär-flächenzentrierte Kristalle sind die Beziehungen zwischen den technologischen und den physikalischen Größen auf diese Weise[2] entwickelt, und zur bequemen Umrechnung Schablonen konstruiert worden.

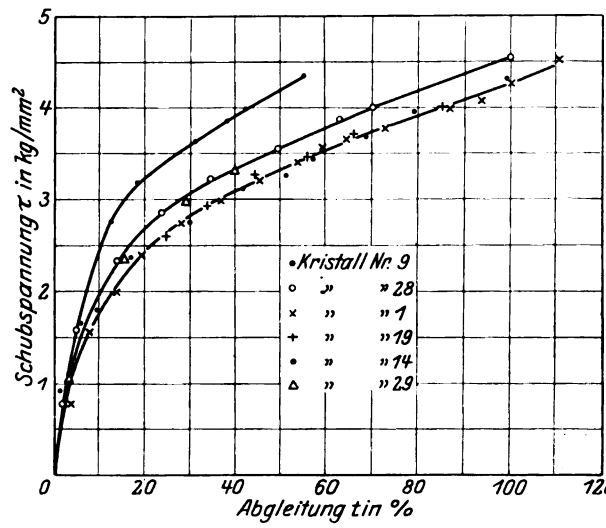


Abb. 11. Kurven der Schubspannung in Abhängigkeit von der Abgleitung verschieden orientierter Aluminiumkristalle.

Die Schubspannung ergibt sich noch aus der Zugspannung s einfach zu:

$$\tau = s \cdot \cos\varphi \cdot \cos\varrho . \qquad (7)$$

Wir haben danach die technologischen Kurven, Abb. 10, für verschieden orientierte Aluminiumkristalle umgerechnet und in der Schubspannungsabgleitungskurve, Abb. 11, eine, wie sich zeigt, nur wenig orientierungsabhängige Materialkurve festgestellt[3]. Schmid ist bei Zinkkristallen[4] im Gebiet einfacher Gleitung zum gleichen Ergebnis gekommen.

In der Schubspannungsabgleitungskurve liegt nunmehr eine allgemeine Materialkurve vor, die den weiteren Betrachtungen zugrunde gelegt werden kann.

Festigkeit und Dehnung.

Die quantitative Auswertung von Zugversuchen setzt nun weiter voraus, daß wirklich der vorgesehene homo-

[1] G. J. Taylor und C. F. Elam: Proc. Roy. Soc. Bd. 112A, S. 337/61. 1926.
[2] Frhr. v. Göler und G. Sachs: a. a. O.
[3] R. Karnop und G. Sachs: a. a. O.
[4] E. Schmid: a. a. O.

Digitized by Google

ne Beanspruchungszustand verwirklicht ist. Es scheint doch in der Natur des Gleitvorganges oder der Unvollmmenheit des Kristallgitters[1] zu liegen, daß die Gleing unstetig abläuft. Infolgedessen kommt es vor, daß n Kristall sich zunächst erst an einer Stelle stark einnürt und die Verformung sich dann erst über den nzen Kristall fortpflanzt[2]. Für diesen Vorgang steht ne eigentliche Deutung noch aus. Ein verformter

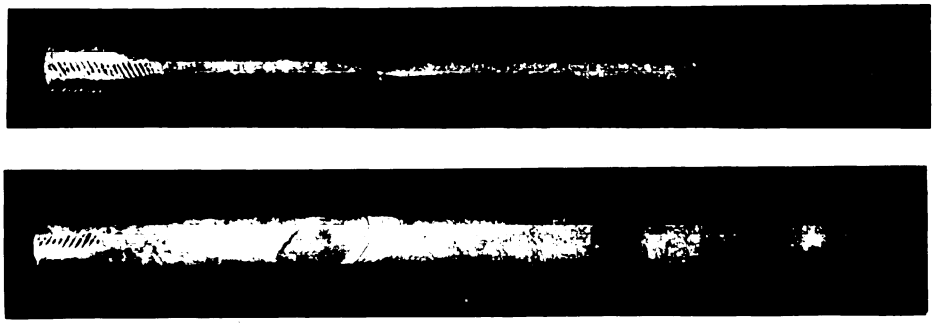


Abb. 12. Gedehnter Messingkristall, kurz vor dem Bruch (⅔ nat. Größe).

istall ist auch stets in mehr oder weniger gleichmäßin Abstand in Gleitschichtenpakete aufgeteilt, die ter Umständen sehr grob werden können.

Abgesehen von diesen wahrscheinlich im Feinbau s Stoffes begründeten Unregelmäßigkeiten entsteht Zugversuchen regelmäßig nach einer gewissen Dehng eine örtliche Einschnürung, die die Dehnung im sentlichen abschließt. Falls kein kristallographisches ißen erfolgt, zieht sich der Kristall dann in einen Fließgel aus. Abb. 12 zeigt die eigenartige Einschnürung es gedehnten Messingkristalls kurz vor dem Bruch. ser Vorgang kann anscheinend wie bei Zinkkristallen lurch bedingt sein, daß der Gleitmechanismus sich betreffenden Augenblick ändert. Eine Einschnürung ß aber bei homogener Zugbeanspruchung allgemein nn eintreten, wenn die Kraft beim Zugversuch durch en Höchstwert geht. Denn solange die Last ansteigt, nnen alle Querschnitte des Stabes mit, da jeder vorende Querschnitt fester wird als die anderen. Sobald Last abfällt, beschränkt sich dagegen die Verformung einen zufällig vorauseilenden Querschnitt. Die Erhung der Höchstlast und der Beginn einer Einschnüng müssen also zusammenfallen. Der Vorgang der nschnürung ist daher als Übergang in einen labilen stand faßbar[3]. Dies gilt jedoch nur, wenn nicht die mogenität etwa durch Geschwindigkeitseinflüsse gert ist, was in Wirklichkeit stets in stärkerem oder wächerem Maße der Fall ist.

Die betrachteten Zusammenhänge setzen uns instand, Abhängigkeit der Höchstlast und Dehnung von der entierung zu berechnen. Diese „Festigkeitskörper" eben sich zwangläufig an Hand der Höchstlastbedingg, wenn etwa die Schubspannungsabgleitungskurve gegeben angenommen werden kann.

[1] Vgl. A. Smekal: Z. techn. Phys. Bd. 7, S. 535/44. 1926.
[2] H. Mark, M. Polanyi und E. Schmid: a. a. O.; F. Elam: Proc. Roy. Soc. Bd. 115 A, S. 148/66. 1927.
[3] P. Ludwik: Elemente der technologischen Mechanik, 20. Berlin 1908; G. Sachs: Ber. Werkstoffausschuß V. D. E. 58. 1925.

Für verschieden orientierte Aluminiumkristalle fallen nach Abb. 13 die Schubspannungsabgleitungskurven größtenteils zusammen. Etwas überraschend ist hierbei, daß sich im Kurvenverlauf das Einsetzen doppelter Gleitung nicht bemerkbar macht. Kristallstäbe, deren Achsen in die Nähe einer Würfeldiagonale fallen, weisen allerdings bei ähnlichem Kurvenverlauf bis zu 10% höhere Schubspannungen auf. (Kristalle Nr. 4, 9 und 28 in Abb. 4.) Wir können jedoch von diesem Orientierungseinfluß absehen, da er sich nur in einem kleinen Orientierungsbereich bemerkbar macht und die Dehnung wenig beeinflußt.

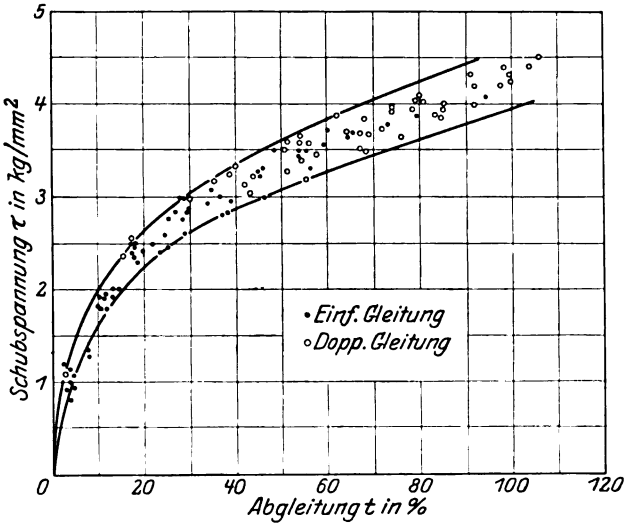


Abb. 13. Kurven der Schubspannung in Abhängigkeit von der Abgleitung von Aluminiumkristallen.

Die Mittelkurve durch die Versuchspunkte kann dann mit guter Annäherung durch die Gleichung wiedergegeben werden:

$$t = a \cdot \tau^3 = 0{,}0127 \cdot \tau^3. \tag{8}$$

Mit dieser Gleichung können wir nun die Festigkeit und Dehnung auf Grund der Höchstlastbedingung berechnen. Bedeutet P die augenblickliche Last, f den jeweiligen kleinsten Querschnitt und $s = P/f$ die auf den jeweiligen Querschnitt bezogene Spannung, so lautet die Höchstlastbedingung:

$$P = s \cdot f = \text{Maximum}, \tag{9}$$

$$\frac{ds}{s} + \frac{df}{f} = 0. \tag{9a}$$

Die Höchstlast oder Festigkeit eines einschnürenden Stabes ist danach ein durch die Mechanik des Zugver-

Digitized by Google

suches ausgezeichneter Wert der Zugspannung. Und auch die Dehnung ist durch die Erreichung der Höchstlast bestimmt. Dabei ist jedoch unter Dehnung abweichend vom technologischen Sprachgebrauch die Größe der gleichmäßigen Stabdehnung bis zum Einschnürbeginn verstanden.

Mit Hilfe der früher ermittelten rein geometrischen Beziehungen kann in der Höchstlastbedingung (9a) der Querschnitt f als Funktion der Anfangs- und der jeweiligen Orientierung ausgedrückt werden. Ebenso kann die Zugspannung geometrisch auf die jeweilige Schubspannung, und diese durch die empirische Beziehung (8) auf die Abgleitung, also ebenfalls auf die Orientierung,

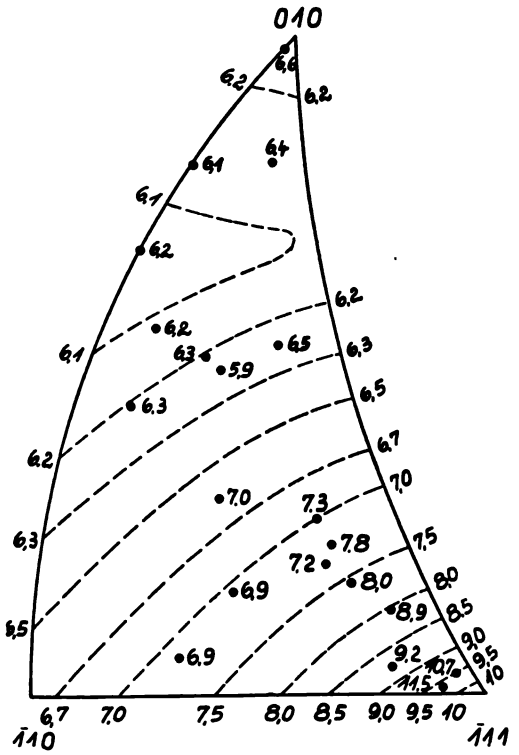


Abb. 14. Festigkeit von Aluminiumkristallen. (Die den Punkten beigefügten Zahlen geben Versuchswerte an.)

zurückgeführt werden. Durch die Höchstlastbedingung wird also mit jeder gegebenen Anfangslage eine Lage verknüpft, bei der der Kristallstab die Höchstlast erreicht.

Bei der Durchführung der Rechnung ist zu berücksichtigen, daß das Einsetzen doppelter Gleitung sich zwar in der Schubspannungsabgleitungskurve nicht bemerkbar macht, daß jedoch die Umrechnung auf die Orientierung nach verschiedenen Formeln erfolgen muß, je nachdem sich der Kristall im Bereich einfacher oder doppelter Gleitung befindet. Berechnet man nun im vorliegenden Falle die Höchstlastlage des Kristalls in der Rhombendodekaederlage 110, Abb. 4, der von allen Orientierungen den längsten Weg bei einfacher Gleitung zurücklegt, so zeigt es sich, daß er erst auf der Symmetralen seine Höchstlast erreicht. Es ergibt sich also, daß im Bereich einfacher Gleitung die Höchstlastbedingung für keinen Kristall erfüllt wird.

Wir stellen daher zunächst die Höchstlastbedingung für Kristalle auf, die anfänglich und daher auch dauernd auf der Symmetralen liegen, und erhalten nach einiger Rechnung die Formel:

$$t_h = \sqrt{\frac{2}{3}} \cdot \frac{1}{1 + \sin^2 \varepsilon_h \left(1 + \sqrt{\frac{1}{2}} \cdot \operatorname{tg} \varepsilon_h\right)}, \qquad (10)$$

wobei für $t = \sqrt{6} \ln \left| 1 + \sqrt{2} \cot \varepsilon_0 \right| - \sqrt{6} \ln \left| 1 + \sqrt{2} \cot \varepsilon \right|$ gesetzt werden kann. (ε = Winkel zwischen Stabachse und resultierender Richtung beider Gleitbewegungen.) Nach Gleichung (10) kann man für eine Reihe von Höchstlastlagen die zugehörige vorangegangene Abgleitung berechnen.

Da in Gleichung (10) die Anfangsorientierung direkt nicht vorkommt, ist es gleichgültig, ob die Abgleitungen vollständig auf der Symmetralen zurückgelegt werden oder zum Teil als einfache Gleitung. Es kommt lediglich

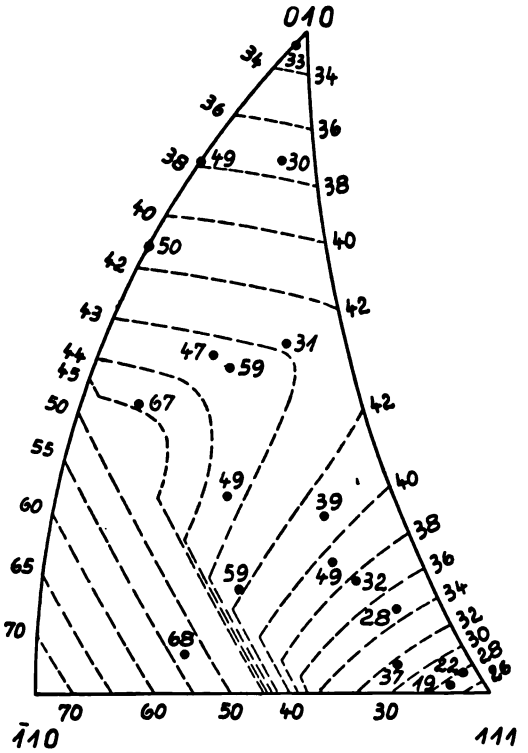


Abb. 15. Gleichmäßige Dehnung von Aluminiumkristallen. (Die den Punkten beigefügten Zahlen geben Versuchswerte an.)

darauf an, daß der Kristall im Höchstlastpunkt ε_h die Abgleitung t_h insgesamt erfahren hat. Wir berechnen daher die Orientierung aller der Kristalle, die unter einfacher Gleitung auf der Symmetralen die Höchstlastabgleitung erreichen. Hierbei ergibt sich, daß nicht das ganze Lagendreieck erfüllt wird. Es bleibt ein Lagengebiet in größerer Entfernung von der Symmetralen unerfaßt. Für diese Kristalle wird aber unter der Annahme einfacher Gleitung der Höchstlastpunkt erst jenseits der Symmetralen erreicht sein. Andererseits ist, wenn doppelte Gleitung einsetzt, die Lastkurve bereits auf dem absteigenden Ast angelangt. Wir haben daher beim Einsetzen doppelter Gleitung in der Lastkurve theoretisch eine Spitze und praktisch den Höchstlastpunkt anzunehmen.

Die zu jeder Anfangslage zugehörige Höchstlastlage ist damit erfaßt, und aus beiden können Festigkeit und Dehnung errechnet werden. Die Ausrechnung wurde für eine große Zahl von Lagen mit Hilfe von graphischen Schablonen durchgeführt[1]. Es ergeben sich schließlich

[1] Frhr. v. Göler und G. Sachs: a. a. O.

Digitized by Google

ie in Abb. 14 und 15 dargestellten Schichtlinienbilder, n welche gleichzeitig die Versuchsergebnisse eingetragen ind. Abb. 16 und 17 geben ferner den Festigkeits- und)ehnungskörper wieder.

Die Versuchswerte für die Festigkeit, Abb. 14, stehen n ziemlich guter Übereinstimmung mit der rechnerisch rmittelten Orientierungsabhängigkeit. Nur in der)ktaederecke 111 sind die Versuchswerte bis etwa 10% rößer als die rechnerischen, was mit der besprochenen 'ernachlässigung des abweichenden Kurvenverlaufes ieser Kristalle zusammenhängt. Auch für den Kristall n der Würfellage liegt der experimentelle Wert etwas)ch. Bei diesen Kristallstäbchen weicht die Gleitchtung ziemlich stark von der Richtung größter

Abb. 16. Festigkeitskörper für Aluminiumkristalle.

hubspannung in der Gleitfläche ab. Dieser Umstand klärt vielleicht ihren verhältnismäßig hohen Gleitderstand.

Die ermittelten Dehnungswerte, Abb. 15, streuen hr stark, und ein Vergleich zwischen den Versuchsgebnissen und der Rechnung wird dadurch erschwert. nmerhin ist der Gang mit der Orientierung in groben gen übereinstimmend. Die kleinsten Dehnungswerte ten in der Oktaederecke 111, die größten in der ombendodekaederecke 110 auf. In der Zone 111 bis 0 liegt etwa in der Mitte ein Dehnungsmaximum, von m aus die Dehnungswerte nach der Würfelecke 010 gsam, nach der Oktaederecke 111 schneller abfallen. hlenmäßig ergeben sich jedoch die Versuchswerte im ttelfeld und in der Rhombendodekaederecke erheblich her als die rechnerischen. Diese Abweichung ist vielcht zum Teil auf einen vorläufig nicht faßbaren Gewindigkeitseinfluß und auf die Unstetigkeit und den unsymmetrischen Ablauf der doppelten Gleitung zurückzuführen.

Zusammenfassung.

Die planmäßige Herstellung von Metallkristallen ist seit einigen Jahren nach verschiedenen Verfahren möglich. Es hat sich gezeigt, daß bei Bruch- und Verformungsvorgängen von einzelnen Kristallen bestimmte Kristallflächen und -richtungen eine besondere Rolle spielen. Die Trennungs- und Gleiterscheinungen werden von kritischen Normal- und Schubspannungen geregelt. Bei Zugversuchen an Aluminium- und Zinkkristallen im besonderen hat es sich gezeigt, daß in der Schubspannungsabgleitungskurve eine nur wenig orientierungsabhängige Materialkurve vorliegt. An Hand dieser Kurve

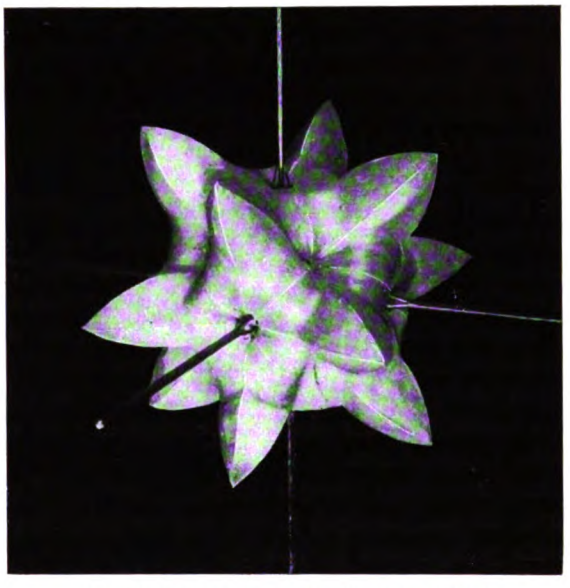


Abb. 17. Dehnungskörper für Aluminiumkristalle.

können Festigkeit und Dehnung von beliebig orientierten Kristallen berechnet werden. Die Bedingung, daß die Last durch ein Maximum geht, und damit gleichzeitig die Dehnung abschließt, läßt sich rechnerisch behandeln und gestattet, Schichtlinienbilder aufzustellen, aus denen die theoretische Festigkeit und (gleichmäßige) Dehnung eines Kristalls entnommen werden können. Die Versuchswerte für die Festigkeit einer Anzahl von Kristallen decken sich gut mit den theoretischen. Nur Kristalle nahe einer Würfeldiagonalen oder Würfelkante besitzen etwas höhere Festigkeiten als berechnet. Die gemessenen Dehnungswerte streuen sehr stark. Im großen ganzen ist der Gang mit der Orientierung der gleiche wie berechnet. Bei den meisten Kristallen liegen jedoch die Versuchswerte wesentlich höher als die berechneten.

Der weitgehenden Unterstützung der Untersuchungen durch die Notgemeinschaft der Deutschen Wissenschaft sei auch an dieser Stelle dankbar gedacht.

Digitized by Google

Die Ausdehnung des Zinks bei steigenden Temperaturen.

Von O. Bauer und H. Sieglerschmidt.[1]

Bereits Le Chatelier hat im Jahre 1890 beim Zink, auf Grund eines Knicks in der Kurve der Abhängigkeit des elektrischen Widerstandes von der Temperatur einen Umwandlungspunkt bei 330—340° angenommen. Mönkemeyer fand bei der Aufnahme von Abkühlungskurven einen deutlichen Haltepunkt bei 321°, Werner bestätigte den Haltepunkt, er fand ihn jedoch bei 300°. Nach Untersuchungen von Lastschenko liegt er zwischen 340 und 350°. Benedicks glaubt zwei weitere Umwandlungspunkte bei 270 und 170° gefunden zu haben. Sicher ist, daß Festigkeit, Härte, Dichte, Bearbeitbarkeit und noch einige andere physikalische Eigenschaften des Zinks sich bei obigen Temperaturen diskontinuierlich ändern.

Durch Aufnahme von Röntgenbildern mit sehr reinem Zinkpulver bei 20°, 115°, 220°, 295° und 400° konnten jedoch W. M. Pierce, E. A. Anderson und P. van Dyk (1925) keine Veränderungen der Röntgenstruktur nachweisen, zu demselben Ergebnis kamen auch J. R. Freemann, P. F. Brandt und F. Sillers (1926), so daß die Frage, ob die erwähnten Eigenschaftsänderungen mit Modifikationsänderungen zusammenhängen oder andere Ursachen haben (z. B. Einfluß von Verunreinigungen) wieder offen ist. Als weiteren Beitrag zu obiger Frage bestimmten wir die Wärmeausdehnung bei steigenden Temperaturen.

Zur Verwendung gelangte ein Zink „rein" von Kahlbaum. Die Analyse ergab jedoch, daß der Reinheitsgrad nur ein geringer war (s. Tab. 1).

Tabelle 1. Analyse des Zinks.

Kadmium	0,020%
Zinn	0,041%
Kupfer	0,013%
Eisen	0,017%
Blei	0,149%
Zink	99,760%

Zur Bestimmung der Wärmeausdehnung wurde der in der Zeitschrift für Instrumentenkunde[2] beschriebene Apparat von Sieglerschmidt verwandt. Der gegossene Probezylinder aus Zink hatte 30 mm Höhe und 30 mm Durchmesser, er war mit seinen planparallel geschliffenen Endflächen zwischen den Quarzplatten des Apparates gelagert. Zur Temperaturmessung diente ein in die axiale Bohrung des Probezylinders eingeführtes Thermoelement aus Silberkonstantan. Die Temperatur wurde in Stufen erhöht oder erniedrigt und hierbei die Heizung des Ofens so lange konstant erhalten, bis Wärmeausgleich eingetreten war. Ausgeführt wurden 5 Versuchsreihen. Die einzelnen Versuchsdaten sind in Tab. 2 zusammengestellt. Nach jeder Reihe kühlte die Probe wieder auf Zimmerwärme ab.

[1] Original: Meßtechnik IV. 7. 22. Juli 1928, S. 183.

[2] H. Sieglerschmidt: Apparat aus Quarzglas zur Bestimmung von Wärmeausdehnungszahlen bei hohen Temperaturen. Z. Instrumentenk. Bd. 45, S. 374/78. 1925.

Tabelle 2. Wärmeausdehnung der Zinkprobe.

Versuchsreihe Nr.	Temperatur in ° C t	Zunahme Δt	Ausdehnung in %[1] ε	Zunahme $\Delta\varepsilon$	Ausdehnungszahl $\beta = \frac{\Delta\varepsilon}{\Delta t} \cdot \frac{1}{100}$
1	17,3	—	0	—	—
	102,5	85,2	0,222	0,222	0,0000261
	152,1	49,6	0,384	0,162	327
	14,6	—137,5	—0,010	—0,394	286
2	14,6	—	—0,010	—	—
	156,9	142,3	0,401	0,411	0,0000288
	170,6	13,7	0,450	0,049	357
	183,3	12,7	0,495	0,045	354
	201,1	17,8	0,554	0,059	332
	16,3	—184,8	0,002	—0,552	298
3	16,3	—	0,002	—	—
	197,1	180,8	0,544	0,542	0,0000300
	223,3	26,2	0,641	0,097	370
	256,6	33,3	0,769	0,128	385
	12,9	—243,7	0,017	—0,752	309
4	12,9	—	0,017	—	—
	214,7	201,8	0,619	0,602	0,0000298
	191,3	— 23,4	0,545	—0,074	316
	171,7	— 19,6	0,480	—0,065	332
	152,7	— 19,0	0,419	—0,061	321
	15,1	—137,6	0,033	—0,386	280
5	15,1	—	0,033	—	—
	105,1	90,0	0,266	0,233	0,0000259
	149,1	44,0	0,412	0,146	332
	172,2	23,1	0,494	0,082	355
	201,7	29,5	0,595	0,101	343
	231,6	29,9	0,707	0,112	375
	268,9	37,3	0,852	0,145	389
	218,8	— 50,1	0,663	—0,189	377
	196,4	— 22,4	0,588	—0,075	335
	171,8	— 24,6	0,508	—0,080	325
	152,3	— 19,5	0,443	—0,065	333
	16,6	—135,7	0,064	—0,379	279

Bezieht man die berechneten Ausdehnungszahlen β auf die mittleren Temperaturen der zugehörigen Wärmestufen, so ergibt sich der in Abb. 1 eingetragene

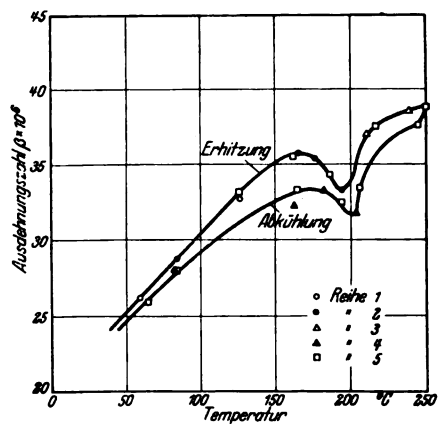


Abb. 1. Ausdehnungszahl β von Zink.

Linienzug für die Ausdehnung. Bei der Erhitzung ergaben sich durchweg höhere Werte für β als bei der Abkühlung.

[1] Mittels Martensscher Spiegelapparate in $^1/_{100\,000}$ cm gemessen.

Digitized by Google

Bei etwa 170° tritt bei der Erhitzung eine Unregelmäßigkeit in der Ausdehnung auf, die sich in einem Abfall, und von etwa 200° an in einem Wiederansteigen der Ausdehnungszahlen äußert, bei der Abkühlung hat die Kurve einen entsprechenden Verlauf.

Bei Temperaturen über 170° traten bleibende Längenänderungen des Zinks ein, wie die durch Fettdruck hervorgehobenen Ausdehnungszahlen in Tab. 2 und die Zusammenstellung in Tab. 3 erkennen lassen.

Die Anomalie in der Ausdehnungskurve scheint die Vermutung Benedicks, daß Zink bei etwa 170° eine Umwandlung durchmacht, zu bestätigen. Welchen Einfluß die Verunreinigungen auf die Unstetigkeit in der Ausdehnung haben, bleibt weiteren Untersuchungen vorbehalten.

Tabelle 3.

Reihe	1	2	3	4	5
Höchsterreichte Temperatur	152°	201°	257°	215°	268°
Ausdehnungsrest in %, bezogen auf 17,3° Anfangstemperatur	—0,005	0,004	0,026	0,037	0,065
Zunahme von Reihe zu Reihe in % . .	—	0,009	0,022	0,011	0,028

Über die mechanische Zwillingsbildung von Zinkkristallen.

Von **E. Schmid** und **G. Wassermann**[1].

Deutung der Nachdehnung als Translation entlang einer sekundären, durch mechanische Zwillingsbildung entstandenen Basisfläche. Bedeutung der mechanischen Zwillingsbildung für Deformation und Verfestigung.

Nachdehnung und mechanische Zwillingsbildung.

Die Dehnung von Zinkkristallen geht nach den Untersuchungen von H. Mark, M. Polanyi und E. Schmid[2] in der Weise vor sich, daß zunächst die hexagonale Basisfläche als Translationsfläche, die günstigst liegende diagonale Achse I. Art als Translationsrichtung auftritt. Gegen Ende dieser als „Hauptdehnung" bezeichneten Formänderung treten, wie dies auch Abb. 1 an zwei durch automatische Registrierung erhaltenen Dehnungskurven zeigt, unter Lastabfall kleine, ruckartige Weiterdehnungen auf, die von deutlich hörbarem Geräusch begleitet sind. Die weitere Dehnung der infolge der Hauptdehnung bandförmigen Kristalle erfolgt in der Regel durch Ausbildung einer Einschnürung — „Nachdehnung" — die nach meist nur kurzer Ausbildung durchreißt. Die Abflachung erfolgt dabei senkrecht zu der der Hauptdehnung. Am zerissenen Kristall sind außer den Spuren der Basisfläche in der Regel zwei weitere Scharen von Translationsstreifen sichtbar. Die in der Einschnürung wirkende Translationsfläche erweist sich stets parallel zu einer dieser beiden Scharen. Die mikroskopische Vermessung ergab in allen Fällen nahezu übereinstimmende Lage

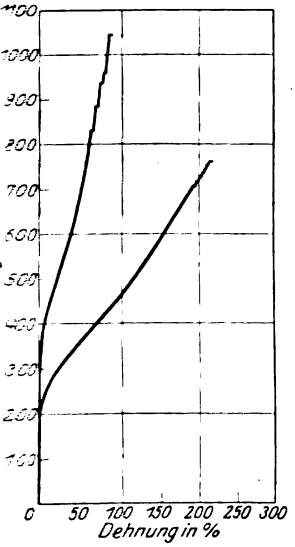


Abb. 1. Automatisch registrierte Dehnungskurven von Zinkkristallen.

der neuen Translationsflächen mit der von Prismenflächen I. Art, die daher als bei der Nachdehnung wirksam angesehen worden sind.

Gegen diese Deutung der Nachdehnung sind von C. H. Mathewson und A. I. Phillips auf Grund einer außerordentlich eingehenden und sorgfältigen Untersuchung Bedenken erhoben worden. Diese Autoren weisen in Bestätigung einer Vermutung von O. Mügge[1] für Zink das Bestehen von mechanischer Zwillingsbildung mit der (10$\bar{1}$2)-Ebene als Zwillingsebene nach[2]. Sie heben ferner hervor, daß die Basis nach erfolgter Zwillingsbildung in eine nur wenig (4° 5′) von der ursprünglichen Prismenfläche abweichende Lage kommt, wie dies auch noch in Abb. 2 erläutert ist. Die Nachdehnung sei nun eine Translation entlang einer sekundären, durch Zwillingsbildung entstandenen Basisfläche.

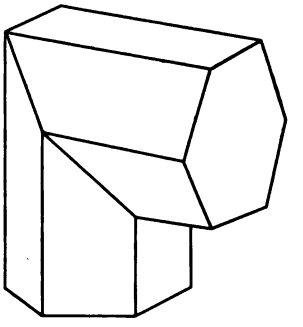


Abb. 2. Schema der Gitterkonfiguration von Zinkkristallen nach mechanischer Zwillingsbildung (nach Mathewson und Phillips).

T. A. Wilson und S. L. Hoyt haben röntgenographisch nach der Zwillingsbildung von Zinkkristallen gesucht[3]. Ihre Versuche haben jedoch u. E. eine Entscheidung nicht gebracht. Über weitere Versuche zur Klärung dieser Sachlage wird im nachfolgenden berichtet.

Dehnungsversuche unter dem Mikroskop ergaben zunächst, daß gleichzeitig mit dem Knacken gegen Ende der Hauptdehnung plötzlich Streifen auftreten, die bei geeigneter Beleuchtung zufolge ihrer veränderten Reflexionsfähigkeit gut sichtbar sind (Abb. 3a und b). Die bei weiterer Beanspruchung einsetzende Nachdehnung bleibt, wie die Abb. 3c—f zeigen, vollkommen auf das Innere des neu gebildeten Streifens beschränkt. An einer Stelle des Nachdehnungsfadens erfolgt schließlich eine neuerliche (im Bild nicht sichtbare) Reflexionsänderung, die dem Bruch an dieser Stelle unmittelbar vorangeht. Dasselbe

[1] Original: Z. Phys. Bd. 48, S. 370. 1928. Nach einem am 1. Okt. 1927 im Rahmen der Werkstofftagung (Berlin) gehaltenen Vortrag: „Versuche an Einzelkristallen" von E. Schmid.

[2] H. Mark, E. Polanyi und E. Schmid: Z. Phys. Bd. 12, S. 58. 1922.

[1] O. Mügge: N. Jahrb. Min. 1889 I, S. 231.

[2] C. H. Mathewson und A. I. Phillips: Proc. Inst. Met. Div. A. I. M. E., Febr. 1927.

[3] T. A. Wilson und S. L. Hoyt: ibid., Sept. 1927.

Digitized by Google

Verhalten haben wir bei einer großen Reihe weiterer Kristalle beobachtet. Abb. 4 zeigt es nochmals durch eine Serie von Aufnahmen, die an einem geätzten Kristallband erhalten worden sind. Diese Bilder zeigen weiterhin, daß in dem neu gebildeten Streifen noch Lamellen des ursprünglichen Bandes vorhanden sind.

Zur Entscheidung der Frage, ob es sich bei diesen stets gegen Ende der Hauptdehnung auftretenden Streifen in der Tat um Zwillingsstreifen im Sinne von Mathewson und Phillips handelt, wurde röntgenographisch durch Drehkristallaufnahmen die Gitterlage in ihnen mit der im unversehrten Kristallband verglichen. Die Abb. 5 bis 7 geben drei Serien solcher mit verschiedenen Kristallen erhaltenen Aufnahmen wieder. Außer im ungedehnten Ausgangszustand wurden die Kristalle nach erschöpfter Hauptdehnung außerhalb und innerhalb des zu untersuchenden Streifens durchleuchtet. In allen drei Fällen zeigt sich das Diagramm *c* verschieden von *b*. Während die Basis nach erschöpfter Hauptstellung 9 bis 15° mit der Längsrichtung des Kristalls einschließt, ergibt sich ihr Neigungswinkel im Deformationsstreifen zu 59 bis 61°. Das ist aber gerade die mit einer ursprünglichen Prismenfläche I. Art nahe zusammenfallende Stellung, die die Basis zufolge von Zwillingsbildung nach der (1012)-Ebene einnehmen müßte. In den Abb. 5 c und 6 c sind außer den, großen Neigungswinkeln zugehörigen, starken Basisreflexionen auch noch schwache Interferenzen an den der Neigung der Basis im gedehnten Band entsprechenden Stellen vorhanden. Sie rühren wohl von noch nicht in Zwillingsstellung gekippten Kristallamellen her (vgl. Abb. 4).

Die Tatsache, daß die ausgezeichnete Translationsfläche des Zinkkristalls durch die Zwillingsbildung in eine für weitere Abgleitung sehr günstige Lage gelangt, bildet im Verein mit der Beobachtung, daß die Nachdehnung stets und ausschließlich im Deformationszwilling vor sich geht, einen sehr starken Hinweis dafür, daß diese Nachdehnung im Sinne von Mathewson und Phillips eine sekundäre Basisabgleitung darstellt. Den bündigen Beweis hierfür liefert das in Abb. 8 wiedergegebene, bei Durchleuchtung senkrecht zur Translationsfläche der Nachdehnung eines Zinkkristalls erhaltene Lauediagramm. Die sechszählige Symmetrie des Bildes erweist die Translationsfläche als Basisfläche[1].

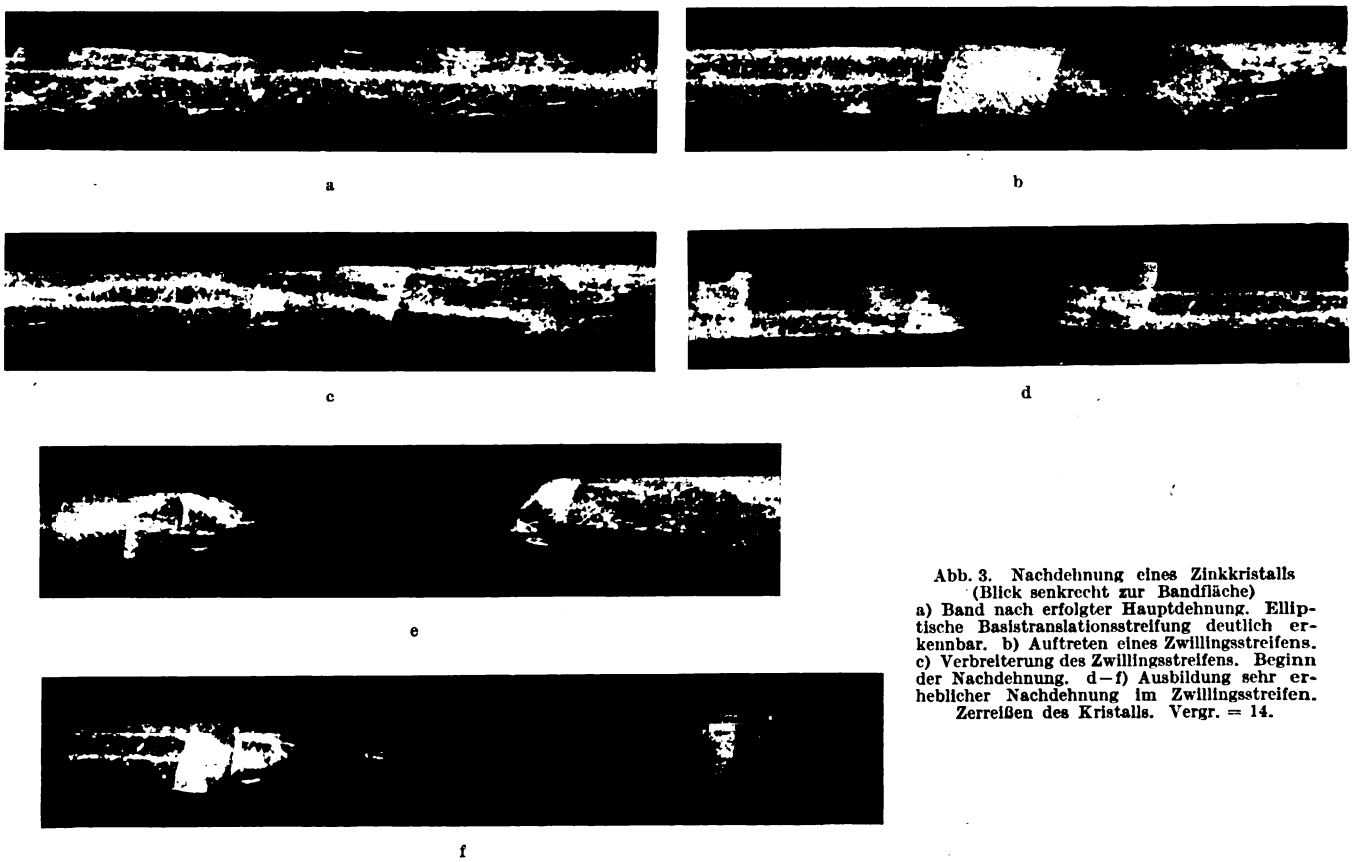


Abb. 3. Nachdehnung eines Zinkkristalls (Blick senkrecht zur Bandfläche)
a) Band nach erfolgter Hauptdehnung. Elliptische Basistranslationsstreifung deutlich erkennbar. b) Auftreten eines Zwillingsstreifens. c) Verbreiterung des Zwillingsstreifens. Beginn der Nachdehnung. d—f) Ausbildung sehr erheblicher Nachdehnung im Zwillingsstreifen. Zerreißen des Kristalls. Vergr. = 14.

Der Befund, daß die Zwillingsbildung noch nach sehr ausgiebiger Dehnung durch Translation nach der Basis (mehrere 100%) erfolgt, zeigt wie weitgehend das Gitter hierbei erhalten bleibt. Die mit zunehmender, vorangegangener Basisgleitung zunehmende Höchstlast der Kristallbänder[2] beweist indes doch, daß der zur Einleitung der Zwillingsbildung notwendige Kraftbedarf mit der vorangehenden Translation steigt.

[1] Die Basis stellt sonach die einzige bisher mit Sicherheit nachgewiesene Translationsfläche des Zinkkristalls dar. — Die ebenfalls von Mathewson und Phillips vertretene Ansicht, daß bereits zu Beginn der Basistranslation zufolge von Biegung der Gleitschichten Zwillingsbildung erfolgt, hat sich in keinem Fall bestätigt, wie dies auch Wilson und Hoyt nachgewiesen haben.

[2] E. Schmid: Z. Phys. Bd. 40, S. 54. 1926, Fig. 4.

Digitized by Google

Schiebungselemente des Zinkkristalls.

Die mechanische Zwillingsbildung kann in
em einfachsten Fall als „einfache Schiebung"
t der Zwillingsebene als Gleitfläche aufgefaßt
rden. Ihre kristallographische Charakterisierung
olgt dann durch Angabe der Gleitebene
Kreisschnittsebene K_1) und des Betrages der
hiebung (s) einer im Abstand 1 von der Gleit-
he befindlichen Ebene. Statt des letzteren
d häufig die 2. Kreisschnittsebene K_2, deren
igungswinkel $2\varphi_1$ zur Gleitebene durch die
eichung $\tan 2\varphi_1 = \frac{2}{s}$ bestimmt ist, angegeben.
Mit dieser Auffassung kann für den Zink-
stall auf Grund des ebenfalls von Mathewson
d Phillips geführten Nachweises, daß die
sis durch die Zwillingsbildung zu einer Prismen-
he I. Art wird, der Betrag der Schiebung —
in Abb. 9 erläutert — berechnet werden. Es
bt sich hierfür der Ausdruck

$$s = \frac{\sin 4^\circ 5'}{\sin 42^\circ 57^1/_2' \sin 47^\circ 2^1/_2'} = 0{,}1428.$$

raus findet man mit Hilfe der obigen Glei-
ng den Winkel zwischen den beiden Kreis-
nittsebenen zu 85° 55′. Da die 1. Kreis-
nittsebene eine Pyramidenfläche I. Art,
Ordnung ist und der erhaltene Winkel mit
Neigungswinkel zweier solcher Flächen
reinstimmt, ist auch die 2. Kreisschnitts-
ne als Pyramidenfläche I. Art, II. Ordnung
den Indizes (10$\bar{1}$2) erkannt.
Dieser die makroskopischen Vorgänge be-
eibende Mechanismus der einfachen Schiebung
jedoch nicht in der Lage, auch ein feinbau-
richtiges Bild von den Vorgängen bei der
lingsbildung zu geben. Man erkennt das
ittelbar durch Aufzeichnung der Verteilung
Gitterpunkte in den Prismenflächen II. Art
ne der Schiebung), die durch die vorgeschriebene
hiebung keineswegs sämtlich in spiegelbildliche
n zu dem ursprünglichen Gitter in bezug auf die
tebene kommen. Auf diese Schwierigkeit haben
bereits Mathewson und Phillips hingewiesen.
r die wirklichen Bewegungen der Gitterpunkte bei

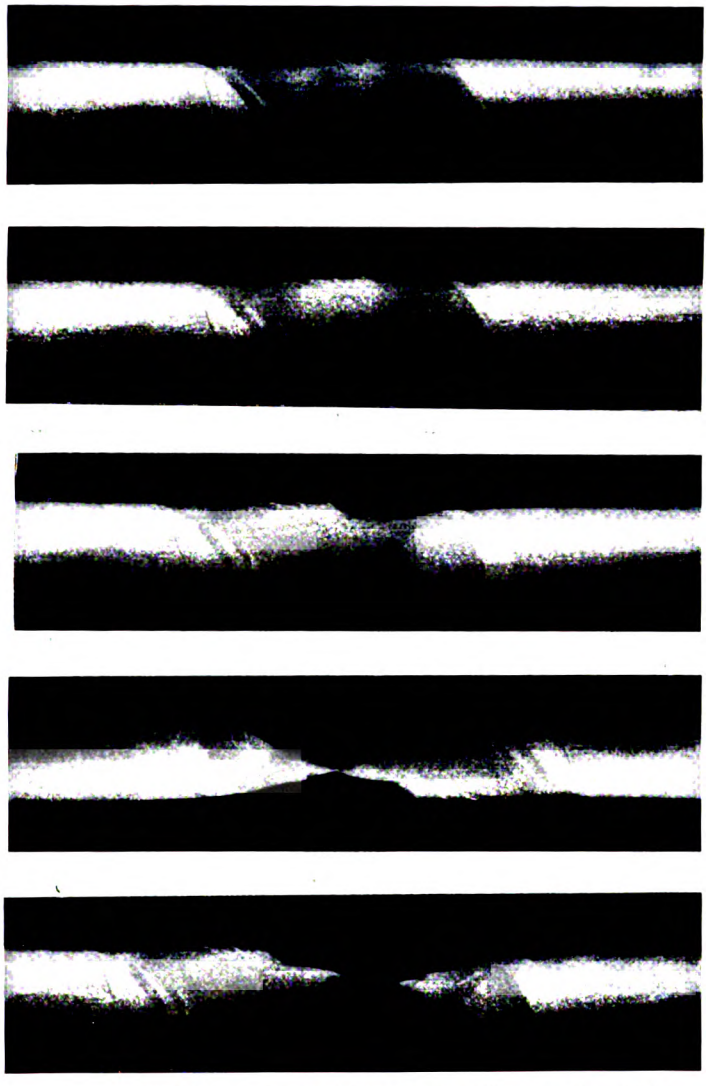
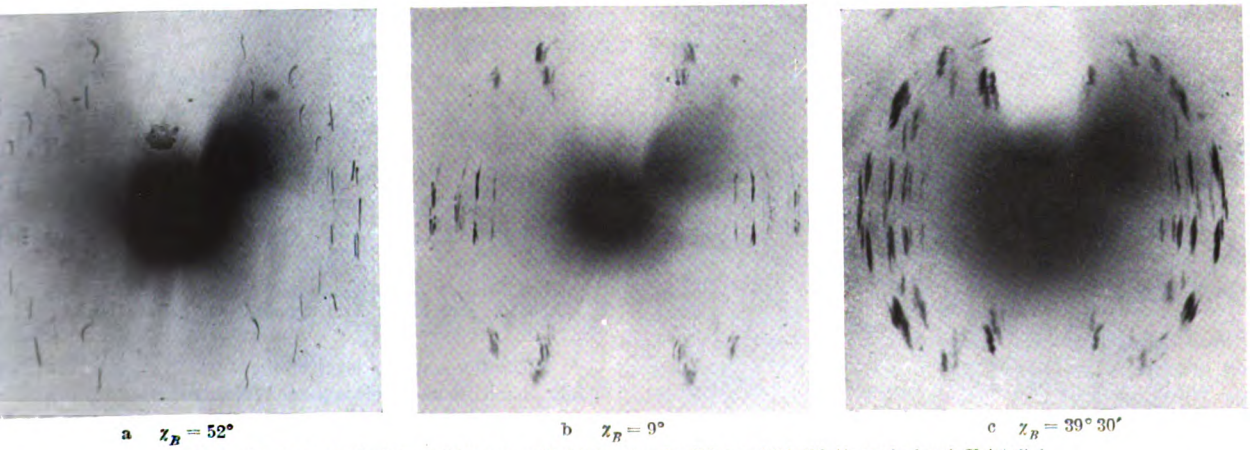


Abb. 4. Nachdehnung eines Zinkkristalls (Kristallband geätzt; Blick senkrecht zur Bandfläche). Vergr. = 14.

der mechanischen Zwillingsbildung von Zinkkristallen kann heute noch keine genaue Angabe gemacht werden.

Bedeutung der mechanischen Zwillingsbildung für Deformation und Verfestigung.

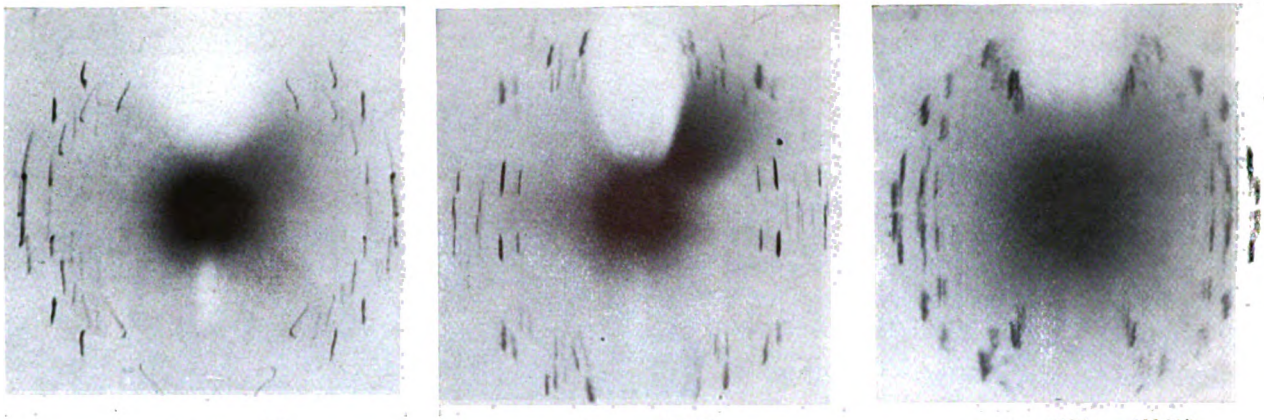
Die Berechnung der plastischen Längenänderung zufolge der mechanischen Zwillingsbildung, gedeutet als



a $\chi_B = 52°$ b $\chi_B = 9°$ c $\chi_B = 39° 30'$

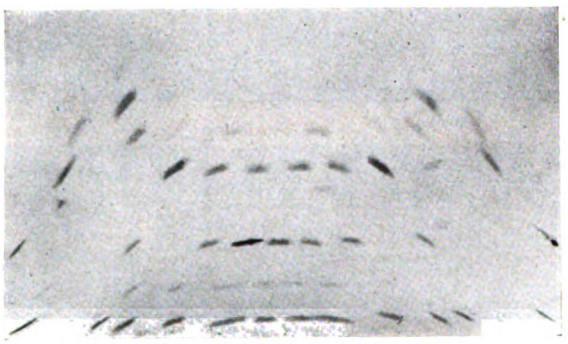
Abb. 5. Mechanische Zwillingsbildung von Zinkkristallen im Röntgenbild (Plattenaufnahme) Kristall 1.
gedehnter Ausgangskristall. b) Kristallband nach erschöpfter Hauptdehnung. c) Deformationszwilling. χ_B = Neigungswinkel der Basis zur Längsrichtung.

Digitized by Google

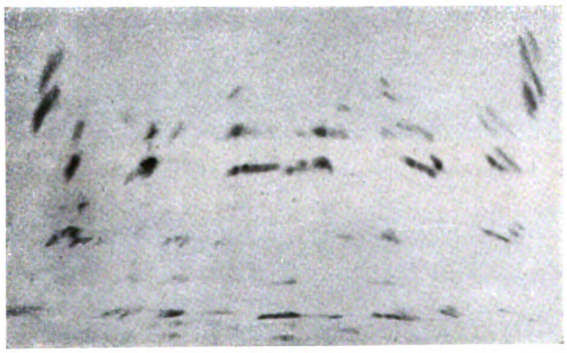


a $\chi_B = 49°$ b $\chi_B = 13° 30'$ c $\chi_B = 61°$ ($\chi_B = 13° 30'$)

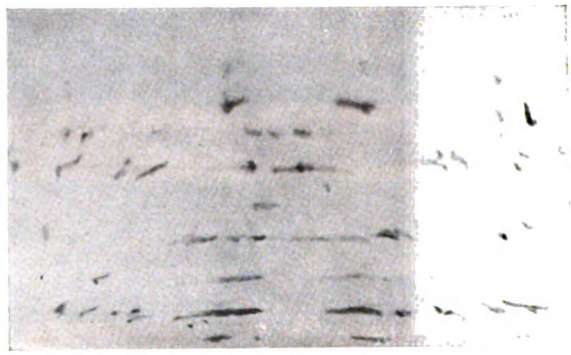
Abb. 6. Wie Abb. 5. Kristall 2.



a $\chi_B = 51° 30'$



c $\chi_B = 59° 30'$



b $\chi_B = 15°$

Abb. 7. Wie Abb. 5 und 6. (Aufnahmen in horizontaler Filmkamera [1].) Kristall 3.

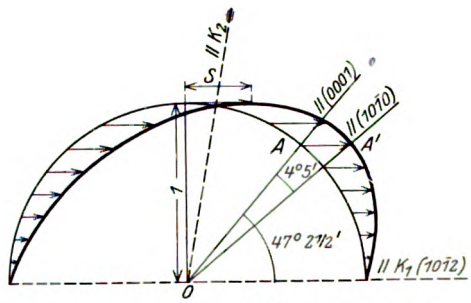


Abb. 9. Berechnung der Schiebung s bei der mechanischen Zwillingsbildung von Zinkkristallen. $K_1 = 1$. Kreisschnittsebene (Gleitebene). $K_2 = 2$. Kreisschnittsebene.

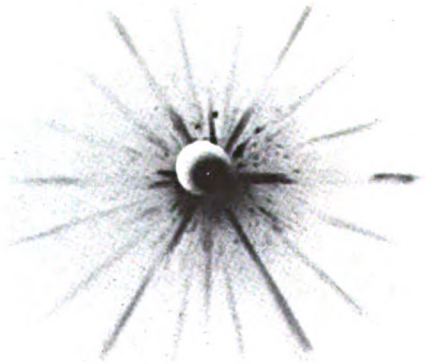


Abb. 8. Laueaufnahme senkrecht zur Translationsfläche der Nachdehnung eines Zinkkristalles.

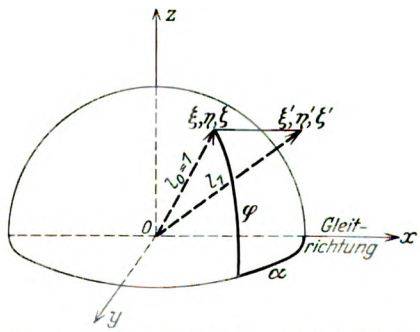


Abb. 10. Berechnung der Längenänderung bei einfacher Schiebung.

[1] Die Berechnung des Stellungswinkels χ_B der Basis erfolgte hier nach der in einfacher Weise abzuleitenden Formel: $\sin \chi_B = \sin \frac{360\, x}{2\, r\, \pi} \cos \frac{\vartheta}{2}$, worin $\frac{\vartheta}{2}$ den Glanzwinkel, r den Radius der Filmkamera und x den Abstand einer Basisreflexion vom Äquator (Symmetrale des Bildes) bedeutet.

Digitized by Google

infache Schiebung, kann an Hand von Abb. 10 in einacher Weise erfolgen[1]. Wie legen ein Koordinatensyem derart, daß die xy-Ebene mit der Gleitfläche und ie x-Achse mit der Gleitrichtung zusammenfällt. Seien dann ξ, η, ζ die Koordinaten eines Punktes auf der Einheitskugel im undeformierten Zustand, so ergeben ch für die des Punktes nach der Deformation die Werte

$$\xi' = \xi + s\zeta$$
$$\eta' = \eta$$
$$\zeta' = \zeta.$$

ie Längenänderung des durch den Punkt (ξ, η, ζ) henden Radiusvektors ist somit durch den Ausdruck

$$\frac{l_1}{l_0} = \sqrt{(\xi + s\xi)^2 + \eta^2 + \zeta^2}$$

geben.

Führen wir nun ein räumliches Polarkoordinatenstem mit den Winkeln φ (zwischen Längsrichtung und leitfläche) und α (zwischen der Projektion der Längshse auf die Gleitfläche und der Gleitrichtung) ein, geht der für die Längenänderung gefundene Ausdruck die Form

$$\frac{l_1}{l_0} = \sqrt{1 + 2s\cos\alpha\sin\varphi\cos\varphi + s^2\sin^2\varphi}$$

er. Aus dieser für die einfache Schiebung gültigen hnungsformel erkennt man sofort, daß die Extremrte der Längenänderung für $\alpha = 0$, also für Lagen r Längsachse der Kristalle in der Ebene der Schiung auftreten.

Für $\varphi_1 = 0°$, einen durch die Gleichung $\tan\varphi_2 = -\frac{2}{s}$ gebenen Wert φ_2 (Lage der 2. Kreisschnittsene vor der Deformation) und $\varphi_3 = 180°$ erfolgt die villingsbildung ohne Änderung der Länge des Krialls. Für $0 < \varphi < \varphi_2$ ergibt sich Dehnung, für $< \varphi < 180°$ Stauchung. Das Maximum der Dehnung n $\delta_{max} = \frac{s}{2} + \sqrt{\frac{s^2}{4} + 1}$ ergibt sich für eine durch die inkel $\alpha = 0°$, $\varphi = \text{arc tan}\left(\frac{s}{2} + \sqrt{\frac{s^2}{4} + 1}\right)$ gegebene sgangslage der Längsachse des Kristalls. Das Maxium der Stauchung von $\varepsilon_{max} = -\frac{s}{2} + \sqrt{\frac{s^2}{4} + 1}$ liefert e Ausgangslage von $\alpha = 0°$, $\varphi = \text{arc tan}\left(\frac{s}{2} - \sqrt{\frac{s^2}{4} + 1}\right)$.

Die absoluten Beträge der Formänderung durch villingsbildung sind wegen der Kleinheit der Schiungsbeträge (s wurde stets und zwar meist erheblich iner als 1 gefunden) nur kleine.

Für das obige Beispiel des Zinkkristalls ergibt sich ie maximale Dehnung von 7,39% bei Zusammenfallen er digonalen Achse II. Art mit der Längsrichtung s Kristalls. Da überdies, wie die Versuche stets erben, keineswegs der ganze Kristall in Zwillingsstellung ppt, sondern stets nur vereinzelte Zwillingsstreifen ftreten, erkennt man, daß die von der Zwillingsbildung rrührende Beiträge zur Gesamtdehnung nur sehr ge ge sein können.

Wenn so die direkte Bedeutung der mechanischen Zwillingsbildung für das Ausmaß der plastischen Deformation auch nur eine geringe sein dürfte, so kann ihr doch zufolge der durch sie bewirkten Umorientierungen des Gitters in indirekter Weise eine sehr erhebliche Bedeutung für die Verformbarkeit zukommen. Das Beispiel des Zinkkristalls zeigte dies in überaus deutlicher Weise. Die durch die Zwillingsbildung ermöglichte zweite Translation nach der Basis führt hier erneut zu Dehnungen von mehreren 100%.

Über die Bedeutung der mechanischen Zwillingsbildung für die Verfestigung des Einzelkornes lassen sich heute erst sehr spärliche Angaben machen. Die von O. Haase und dem einen von uns mit Hilfe eines Fadendehnungsapparates von M. Polanyi[1] aufgenommenen Dehnungskurven der Nachdehnung von Zinkkristallen scheinen das einzige diesbezüglich vorliegende Beobachtungsmaterial darzustellen[2]. Die gegen Ende der Hauptdehnung durch Ausbildung der Zwillingsstreifen erfolgenden, ruckartigen Weiterdehnungen sind bei dieser empfindlichen Aufnahme der Dehnungskurve als sehr deutliche, durch erheblichen Lastabfall ausgezeichnete Knicke erkennbar. Bei weiterer Beanspruchung steigt die Last jedoch wieder fast auf ihren früheren Höchstwert an, um sodann bei Ausbildung des Nachdehnungsfadens wieder erheblich abzufallen. In 9 von 12 untersuchten Fällen betrug die Lastabnahme über 50% (Maximum 67%) bei Dehnungen auf das 4- bis 5fache.

Die Berechnung der Schubspannung, die in der als Translationsfläche wirkenden Basis herrscht, ergibt dabei in sinngemäßer Umdeutung einer für die Prismenfläche I. Art bereits durchgeführten Diskussion das Folgende: Sei Z die anliegende Zugspannung und χ_B der Winkel zwischen Basis und Zugrichtung, so ist die in der Basisfläche wirkende Schubspannung S durch den Ausdruck $S = Z\sin\chi_B\cos\chi_B$ gegeben[3]. Da die Basis zufolge der Gitterdrehung durch die Hauptdehnung am Ende derselben etwa 8 bis 10° mit der Längsrichtung des Kristalles einschließt, so ist ihre Schubfestigkeit unmittelbar vor dem Einsetzen der mechanischen Zwillingsbildung durch den Wert $S = 0{,}20\,Z$ gegeben ($\sin 12° \cos 12° = 0{,}20$). Durch die Zwillingsbildung gelangt sodann die Basis in eine Stellung, in der sie mit der Längsrichtung einen nur wenig von 60° abweichenden Winkel einschließt (vgl. auch Abb. 5 bis 7). Da sie, wie die eben erwähnten Versuche mit O. Haase gezeigt haben, trotz ihrer eine Translation nun sehr begünstigenden Lage nahezu die gleiche Zugspannung wie vor der Zwillingsbildung erträgt[4], zeigt dies, daß ihre Schubfestigkeit durch die mechanische Zwillingsbildung unstetig auf etwa das Doppelte angestiegen ist ($\sin 60°$

[1] Der Einfachheit halber betrachten wir den Fall einer zigen Gleitfläche mit polarer Gleitrichtung. Die erhaltenen gebnisse sind jedoch auch auf Fälle mit mehreren Gleitchen und -richtungen übertragbar.

[1] M. Polanyi: Z. techn. Phys. Bd. 6, S. 121. 1925.

[2] O. Haase und E. Schmid: Z. Phys. Bd. 33, S. 413. 1925.

[3] Der auf das Nichtübereinstimmen von Translationsrichtung und Richtung größter Schubspannung bezügliche Korrekturfaktor kann für die folgende Überlegung außer acht gelassen werden.

[4] In vielen Fällen wird nach den ersten Knicken der Dehnungskurve noch ein weiterer Lastanstieg über den vorangegangenen Höchstwert beobachtet (vgl. z. B. Abb. 1).

Digitized by Google

$\cos 60° = 0{,}43$)[1]. Das während der darauffolgenden Nachdehnung beobachtete Absinken der Last um häufig über 50% zeigt im Verein mit der Tatsache, daß bei einem Ausgangswinkel der Translationsfläche von 60° zur Zugrichtung die Last bei konstant bleibender Schubfestigkeit höchstens (bei unendlicher Dehnung) um 50% sinkt[2], daß während der Nachdehnung eine (geringe) Schubentfestigung der wirkenden Basistranslationsfläche erfolgt.

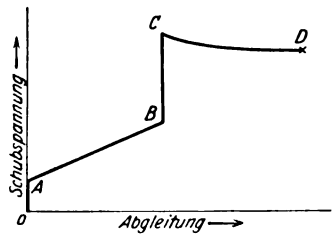


Abb. 11. Schematische Darstellung der Schubverfestigung der Basisfläche bei der Dehnung von Zinkkristallen.

Als wesentlich für die Bedeutung der mechanischen Zwillingsbildung für die Verfestigung sei nochmals hervorgehoben, daß durch diesen Deformationsmechanismus anscheinend eine erhebliche, unstetige Schubverfestigung der Translationsflächen erfolgt.

Das Bild, das wir uns nach dem Vorangegangenen von der Verfestigung des Zinkkristalls bei der Haupt- und Nachdehnung zu machen haben, ist schematisch in Abb. 11 dargestellt, die die Schubfestigkeit der Basis als Funktion der Abgleitung wiedergibt. Die Strecke AB entspricht der stetigen Verfestigung während der Hauptdehnung[1], der Sprung nach C bezieht sich auf die unstetige Verfestigung durch mechanische Zwillingsbildung und die leicht abfallende Kurve CD zeigt die während der Nachdehnung erfolgende, geringe Schubentfestigung der Basis. Bei D erfolgt durch neuerliche Zwillingsbildung Zerreißen des Kristalls.

[1] Allerdings ist die Länge der durch Zwillingsbildung entstandenen neu orientierten Kristallteile klein; sie übersteigt selten 3 mm, so daß ein Einfluß auf die Festigkeitseigenschaften nicht völlig ausgeschlossen erscheint.

[2] E. Schmid: Z. Phys. Bd. 22, S. 328. 1924.

Zusammenfassung.

1. Die Nachdehnung von Zinkkristallen ist im Sinne von Mathewson und Phillips als Translation entlang einer sekundären, durch mechanische Zwillingsbildung entstandenen Basisfläche aufzufassen.

2. Die auf Grund der Versuche von Mathewson und Phillips ermittelten Schiebungselemente des Zinkkristalls sind:

Gleitfläche: (1012),
Betrag der Schiebung: 0,1428,
2. Kreisschnittsebene: (1012).

3. Für den Fall einer einzigen Gleitfläche mit polarer Schiebungsrichtung wird die Dehnungsformel abgeleitet und auf den Fall des Zinkkristalls angewandt.

4. Die mechanische Zwillingsbildung des Zinkkristalls scheint eine unstetige Schubverfestigung der Basistranslationsfläche auf das etwa Doppelte zu bewirken.

[1] E. Schmid: Z. Phys. Bd. 40, S. 54. 1926; Verh. d. 2. int. Kongr. f. techn. Mech., Zürich 1926, S. 251.

Studien über den Zugversuch an kristallinen Stoffen.

Von **E. Schiebold** (Leipzig) und **G. Richter** (Berlin-Dahlem).

Einleitung.

Die Veranlassung zur vorliegenden Arbeit gaben Untersuchungen W. v. Moellendorffs[1]; sie waren zu dem Zweck unternommen, auf Grund experimenteller Unterlagen und systematischer Versuche das Problem der Fließkegelbildung bei plastischen, speziell kristallinen Materialien möglichst vielseitig zu beleuchten und mit dem Verlauf der Spannungs-Verformungskurve in Beziehung zu bringen. Diese Untersuchungen führten zu der Vermutung, daß die Gleichartigkeit des Spannungsanstieges im Fließkegel ganz verschiedener Materialien (nach Erreichung der Höchstlast), welche im Jahre 1913 von v. Moellendorff[2] festgestellt wurde, im wesentlichen auf rein geometrischen Gesetzmäßigkeiten bei der Bildung der Fließkegelkontur beruht[1]. Danach würde die beobachtete Verfestigung beim Zugversuch sich zum größten Teil aus einer durch die geometrischen Verhältnisse der Gestaltsänderung bedingten „scheinbaren, unechten" Verfestigung (Gestaltsverfestigung) und nur zum geringeren Teil aus einer „wahren" Kristallverfestigung zusammensetzen.

Eine nähere Untersuchung dieser Gesetzmäßigkeiten erschien mit Rücksicht auf die große praktische Bedeutung des Zugversuches bei der Beurteilung der Werkstoffe und der Bestimmung von Materialkonstanten geboten. Aus der Möglichkeit der Trennung beider Faktoren durch geeignete Versuchsausführung würden sich aus der wirklich dem Material zukommenden Verfestigung weitere Aufschlüsse über die physikalischen Vorgänge bei der Deformation kristalliner Stoffe ergeben. Eine theoretische Durchdringung des Fließkegelproblems würde somit auch gleichzeitig eine Nachprüfung der bestehenden Plastizitätstheorien an Hand von Zugversuchen ermöglichen.

Über den Zugversuch und die damit verbundene Form- und Spannungsänderung liegt eine umfangreiche Literatur vor. Diese Arbeiten haben zur Klärung der Probleme und zur Verfeinerung der Vorstellungen ganz wesentlich beigetragen. Der Zusammenhang der Span-

[1] Wir haben die angenehme Pflicht, dem Präsidenten des Staatl. Materialprüfungsamtes und Direktor des K.-W.-I. für Metallforschung, Herrn Unterstaatssekretär a. D. Prof. Dipl.-Ing. W. v. Moellendorff unseren Dank für die Anregung zu dieser Arbeit und Förderung während derselben auch an dieser Stelle zum Ausdruck zu bringen.

Ferner schulden wir der Notgemeinschaft der Deutschen Wissenschaft für die Unterstützung der Arbeit ganz besonderen Dank.

[2] W. v. Moellendorff und J. Czochralski: Technologische Schlüsse aus der Kristallographie der Metalle. Z. V. d. I. 1913 I, S. 1017ff., sowie W. v. Moellendorff: Bemerkungen gegen den Amorphismus der Metalle. Int. Z. Met. Bd. 6, S. 44/48. 1914 II und Mitt. Materialpr.-Amt 1923. S. 51/53.

[1] Mitt. Materialpr.-Amt u. K.-W.-I. f. Metallforsch. 1923, S. 60/62.

Digitized by Google

nungs-Verformungskurve mit der Ausbildung der Fließkegelkontur ist bisher hauptsächlich in den Arbeiten von W. v. Moellendorff (1913, 1914, 1923), und von E. Siebel (1925)[1], sowie E. Houdremont und H. Kallen[2] behandelt worden, die sich aber in der Hauptsache auf theoretische Erwägungen beschränken. Die experimentelle Prüfung und theoretische Vertiefung dieser Vorstellungen erschien deshalb wünschenswert.

Da die Fließkegelbildung als Endzustand der plastischen Verformung beim Zugversuch zustande kommt und somit von den vorhergehenden Verformungsstadien abhängt, wurden auch diese Zustände in den Bereich der Untersuchung soweit als möglich eingezogen.

A. Allgemeiner Teil.

Zur besseren Übersicht empfiehlt es sich, nach dem Vorschlag von W. v. Moellendorff die zeitliche Folge der Deformationsvorgänge beim Zugversuch in drei Ab-

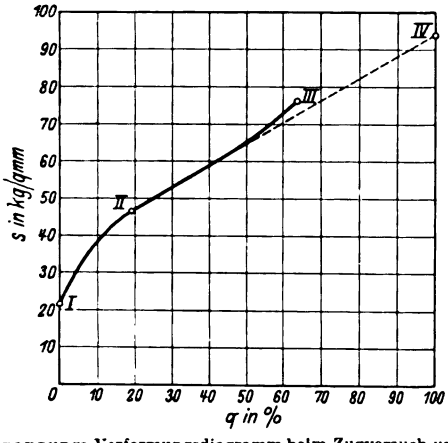


Abb. 1. Spannungs-Verformungsdiagramm beim Zugversuch und zeitliche Folge der Deformationsvorgänge.
I = Elastizitäts- bzw. Streckgrenze. II = Höchstlastpunkt. III = Bruchgrenze. IV = Fiktives Endstadium bei 100 % Durchschnittsverminderung.

schnitte zu zerlegen, die sich zwanglos aus dem Verlauf des Spannungs-Verformungsdiagrammes ergeben. Es sind dies:

1. der elastische Bereich ($O—I$), I = Elastizitäts- bzw. Streckgrenze;
2. der Bereich $I—II$ zwischen E-Grenze und Höchstlastpunkt (II);
3. der Bereich $II—III$ zwischen Höchstlastpunkt und Bruch.

Der erste Bereich ist durch umkehrbare (elastische) Formänderungen ausgezeichnet, im zweiten und dritten Bereich treten bleibende (nicht umkehrbare) Formänderungen auf, und zwar im Bereich $I—II$ die sog. gleichmäßige Dehnung, wobei sich der Stab auf seiner ganzen Länge gleichmäßig dehnt bzw. einschnürt, und im Bereich $II—III$ die „örtliche Dehnung", wo die Dehnung bzw. die Einschnürung auf ein relativ kleines Gebiet des Stabes beschränkt ist (Fließkegel, vgl. Abb. 19). Denkt man sich die Querschnittsverminderung bis zu 100% durchgeführt, so erhält man den in Abb. 1 gezeichneten Punkt IV. Hierbei stellen die Abszissen die prozentuale Querschnittsverminderung (q), die Ordinaten die „effektiven" Spannungen (s) dar.

Entsprechend dieser Einteilung sind im folgenden auch die Spannungen und die Formänderungsgrößen gekennzeichnet.

I. Spannungen und Verformungen im elastischen Bereich (0 bis I).

1. Der einachsige Spannungszustand.

Bei der sog. elastischen Dehnung eines zylindrischen Stabes, an dessen beiden Endflächen eine Last P zentrisch angreift oder dessen Endflächen mit gleichen Lasten gleichförmig belegt sind, wird im allgemeinen angenommen, daß der sich ausbildende Spannungszustand einachsig ist, mit anderen Worten, daß sich die Einzelspannungen parallel zur Stabachse gleichmäßig über den Querschnitt verteilen. Auf die Flächeneinheit des Querschnitts (f) kommt somit die spezifische Spannung $s = \sigma = \frac{P}{f}$. Als spezifische Dehnung wird der Wert $\varepsilon = \frac{l - l_0}{l_0}$, als spezifische Querkontraktion der Wert $\varepsilon_q = \frac{d - d_0}{d_0}$ bezeichnet. (l_0, d_0, f_0 Ausgangswerte). Unter der Annahme, daß die Beziehungen zwischen Formänderung und Spannung im rein elastischen Bereich durch das Hookesche Gesetz dargestellt sind, und daß E der Zugelastizitätsmodul ist, wird die spezifische Dehnung $\varepsilon = \frac{s}{E}$, und die spezifische Querschnittsverminderung wird $\varepsilon_q = \mu \cdot \varepsilon = \mu \cdot \frac{s}{E}$ (μ = Poissonsche Zahl).

Für die Ausbildung des reinen einachsigen Spannungszustandes ist es notwendig, daß der Stab streng homogen und isotrop ist, und daß seine Kontur geometrisch bestimmt ist, nämlich, daß seine Endflächen eben und senkrecht zur Achse gerichtet sind, und daß seine Mantelfläche eine Zylinderfläche ist. Ferner muß die äußere Kraft so angreifen, daß ihre Richtung mit der Stabachse in eine Gerade fällt[1]. Dieser ideale Belastungsfall läßt sich in der Praxis nur bis zu einem gewissen Grade verwirklichen. Auch wenn man von einer mangelnden Isotropie und Homogenität des Materials, sowie von Fehlern in der geometrischen Begrenzung absieht, ist ein streng zentrischer Kraftangriff technisch nicht durchführbar; denn bei den meist benutzten Einspannungsarten durch Keile, Gewinde, Einspannköpfe usw. erfolgt ja die Kraftübertragung gewöhnlich durch die Mantelflächen oder eine schmale, über den Mantel hervorstehende Ringfläche, wobei infolge der undefinierbaren Reibungsverhältnisse eine zentrische Kraftübertragung nicht verbürgt ist. Prinzipiell wird der Spannungszustand im Stab nur mit Hilfe von Spannungen erzeugt, die in radiale und tangentiale Komponenten

[1] E. Siebel: Formänderungsfestigkeit und Spannungsverteilung im eingeschnürten Stabe. Werkstoffausschuß Ber. Nr. 71 (1925).

[2] E. Houdremont und H. Kallen, Ber. d. Fachausschuß d. V. D. J. Werkstoffausschuß Ber. Nr. 7, 1925.

[1] Legt man einen Querschnitt durch den Stab, so haben die im Schnitt übertragenen Spannungen, die nach Voraussetzung parallel sind, eine Resultierende, welche durch den Schwerpunkt des Querschnittes geht. Ein Gleichgewicht mit der äußeren Kraft ist aber nur möglich, wenn deren Richtung durch den Schwerpunkt geht. Da beim Zylinder die Schwerpunkte aller Querschnitte auf der Achse liegen, muß die Kraft in der Schwerpunktsachse des Zylinders angreifen.

Digitized by Google

zerlegt werden können (s. unten). Erst in großer Entfernung werden die Hauptspannungskurven der Achse parallel, so daß sich der Einfluß der Stabköpfe erfahrungsgemäß besonders bei kurzen Stäben (s. a. später) in einer vom einachsigen Spannungszustand abweichenden Form bemerkbar macht.

2. Der mehrachsige Spannungszustand in einem zylindrischen Probestab.

Wir beschränken uns hier auf den Fall, daß ein Umdrehungskörper (speziell Zylinder) eine symmetrische Verzerrung erfährt, so daß die Verschiebungen nur in den Meridianebenen erfolgen und in allen solchen Ebenen gleich sind. In diesem Falle läßt sich das Problem der elastischen Verzerrung auf eine einzige, partielle Differentialgleichung zurückführen, die hier kurz angegeben sei.

Wenn R, ϑ, z Zylinderkoordinaten bedeuten und am Volumenelement $dV = Rd\vartheta dRdz$ die Radialspannungen σ_R, die Längsspannungen σ_z, die Schubspannungen τ in der Meridianebene, die Ringspannungen σ_t senkrecht zur Meridianebene angreifen, so ist der Spannungszustand ebenfalls radialsymmetrisch, und die Gleichgewichtsbedingungen nehmen bei fehlenden Massenkräften die Form an:

$$\frac{\partial \sigma_R}{\partial R} + \frac{\partial \tau}{\partial z} + \frac{\sigma_R - \sigma_t}{R} = 0, \qquad \frac{\partial \sigma_z}{\partial z} + \frac{\partial \tau}{\partial R} + \frac{\tau}{R} = 0.$$

Sind ferner u, w die Verschiebungen in Richtung der R- und z-Achse, so leiten sich die Verzerrungskomponenten e_R, e_z, e_t, γ wie folgt ab[1]:

$$e_R = \frac{\partial u}{\partial R}; \quad e_z = \frac{\partial w}{\partial z}; \quad e_t = \frac{u}{R}; \quad \gamma = \frac{\partial u}{\partial z} + \frac{\partial w}{\partial R}.$$

Es lassen sich dann alle Spannungs- und Verschiebungskomponenten durch eine einzige Funktion ausdrücken[1]:

$$\sigma_R = \frac{\partial}{\partial z}\left(\mu V_\chi^2 - \frac{\partial_\chi^2}{\partial R^2}\right)$$

$$\sigma_t = \frac{\partial}{\partial z}\left(\mu V_\chi^2 - \frac{1}{R}\frac{\partial_\chi}{\partial R}\right),$$

$$\sigma_z = \frac{\partial}{\partial z}\left[(2-\mu) V_\chi^2 - \frac{\partial_\chi^2}{\partial z^2}\right],$$

$$\tau = -\mu \frac{\partial}{\partial R} V_\chi^2 + \frac{\partial_\chi^3}{\partial R^3} + \frac{1}{R}\frac{\partial_\chi^2}{\partial R^2} - \frac{1}{R^2}\frac{\partial_\chi}{\partial R},$$

$$u = -\frac{1+\mu}{E}\frac{\partial_\chi^2}{\partial R \partial z},$$

$$w = \frac{1+\mu}{E}\left[(1-2\sigma) V_\chi^2 + \frac{\partial_\chi^2}{\partial R^2} + \frac{1}{R}\frac{\partial_\chi}{\partial R}\right],$$

(E = Elastizitätsmodul, μ = Poissonsche Zahl.)

Diese Funktion genügt der partiellen Differentialgleichung vierter Ordnung:

$$V^4_\chi = V^2(V^2_\chi) = 0$$

da

$$V^2 = \frac{\partial^2}{\partial R^2} + \frac{1}{R}\frac{\partial}{\partial R} + \frac{\partial^2}{\partial z^2}$$

der Hamiltonsche Operator ist[2].

L. N. G. Filon, der die praktische Anwendung dieser Gleichungssysteme auf den Zug- und Druckversuch ausführlich behandelt hat[1], setzt die partikulären Lösungen der Gleichung: $V^4_\chi = 0$ in der Form an

$$\chi = \{A_i \cos(kz + \alpha_i) J_1(kR) + C_i \cos(kz + \gamma_i) R J_0(kR) + E_i z \cos(kz + \varepsilon_i) J_1(kR)\},$$

wo I_0 und I_1 die Besselschen Funktionen von der Ordnung Null und Eins, k, A_i, C_i, E_i, α_i, γ_i, ε_i reelle Konstanten sind. Die Spannungs- und Verschiebungskomponenten werden dann in allgemeiner Form durch eine Summe derartiger Ausdrücke dargestellt. Filon weist nach, daß diese Lösungen allgemein genug sind, um folgenden praktischen wichtigen Fall zu untersuchen:

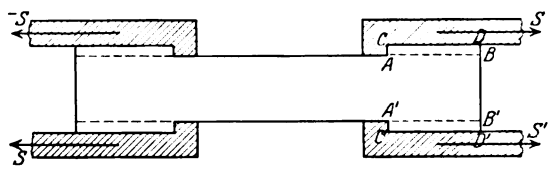


Abb. 2. Schema der Übertragung der äußeren Zugkräfte auf einen zylindrischen Probestab. (Nach Filon.)

Ein zylindrischer Probestab sei mit Köpfen nach Abb. 2 versehen, die als Auflager dienen und mittels der ringförmigen Flächen AC und $A'C'$ den von der Maschine ausgeübten Zug S auf den Probestab übertragen. Denkt man sich den inneren Zylinder bis in den Kopf hinein fortgesetzt, so daß ein Voll- und ein Hohlzylinder $ABA'B'$ bzw. $ABCD$ entsteht, so kann man sich die äußere Last S von dem Hohlzylinder auf den inneren Zylinder durch ein System von Radial- und Tangentialspannungen übertragen denken. Betrachtet man zunächst nur den Hohlzylinder, so muß im Falle des Gleichgewichts die Resultante der Spannungen an der Oberfläche genau die äußere Gesamtspannung S, welche in der Richtung der Achse wirkt, kompensieren. Die radialen Spannungen werden dabei (falls man von der Einspannung durch Beißkeile absieht) wahrscheinlich nur klein sein, da sie nur indirekt zustande kommen; es kann deshalb angenommen werden, daß die Schubspannungen am äußeren Mantel des Hohlzylinders fast ganz die äußere Zugspannung übertragen. Danach wird die Beanspruchung des inneren Vollzylinders nicht durch Normalspannungen auf die geraden Endflächen ausgeübt, wie in der einfachen Theorie vorausgesetzt wird, sondern durch ein System von scherenden Kräften über einen Teil der zylindrischen Oberfläche. Nach Filon ist dieser Beanspruchungszustand auch bei den verschiedensten anderen Einspannungsarten und Stabformen im Prinzip vorhanden, so daß die Ergebnisse der Untersuchung allgemeiner Anwendung fähig sind.

Der oben beschriebene Beanspruchungszustand ist dann dadurch gekennzeichnet, daß der Zylindermantel spannungsfrei ist bis auf zwei Streifen in der Nähe der Endflächen von der Länge $2e$, längs welcher Schubspannungen von der Größe S wirken. Ferner seien auch die beiden ebenen Endflächen spannungsfrei. Es sind also σ_R und $\sigma_z = 0$ für $z = +c$ und $z = -c$, ferner

[1] Vgl. z. B. A. E. H. Love: Lehrbuch der Elastizität, Deutsch von A. Timpe, S. 31. Leipzig und Berlin 1907.

[2] Näheres über die verschiedenen Lösungen vgl. z. B. A. E. H. Love: l. c. und besonders L. N. G. Filon: l. c.

[1] L. N. G. Filon: Phil. Transact. Roy. Soc. (Ser. A) Bd. 198, S. 148—233. 1902.

Digitized by Google

$= 0$ für $(z_0 - e) > z > -(z_0 - e)$ und $-(z_0 + e) > z > z_0 +$ e, $\tau = +S$ für $z_0 - e < z < z_0 + e$ und $\tau = -S$ für $(z_0 - e) < z < (z_0 + e)$. Wegen $\sigma_z = 0$ an den ebenen ndflächen muß die Konstante k den Wert: $(2n + 1)/2c$ iben, ferner wird zur Vereinfachung der Formeln die ylinderlänge $2c = a\pi$ gewählt, so daß der Zylinderdius etwa ein Drittel der Länge beträgt, wobei sich e Einspannungseffekte schon beträchtlich geltend achen. Mit $z_0 = c/2$ und $e = c/6$ drücken sich die annungen und Verschiebungen in der Form aus:

$$= \sum \Big\{ -\{(1+\gamma)A_1 + (1-\gamma)A_2\} J_0(\varrho) +$$

$$+ 2\Big(\frac{A_1}{\varrho} - \frac{C}{k}\varrho\Big) J_1(\varrho) \Big\} \cos kz$$

$$= \sum \Big\{ -\frac{2A_1}{\varrho} J_1(\varrho) - \frac{1-\gamma}{\gamma}\frac{2C}{k} J_0(\varrho) \Big\} \cos kz$$

$$= \sum \Big\{ [(2\gamma+1)A_2 - (2\gamma-1)A_1] J_0(\varrho) +$$

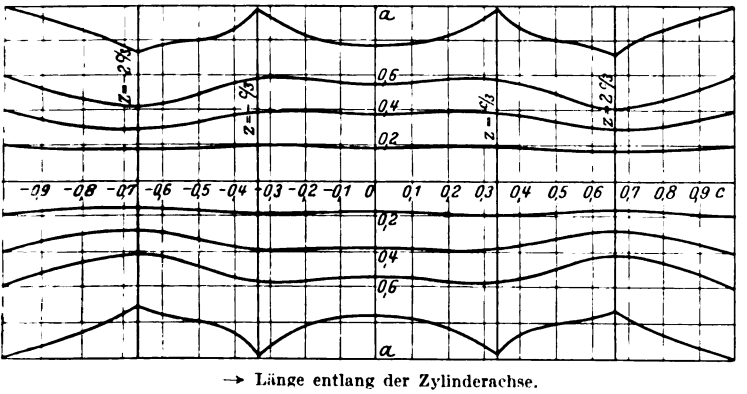
$$+ \frac{2C}{k}\varrho J_1(\varrho) \Big\} \cos kz$$

$$= \sum \Big\{ (A_1 + A_2) J_1(\varrho) + \frac{2C}{k}\varrho J_0(\varrho) \Big\} \sin kz$$

$$= -\sum \Big\{ A_1 J_1(\varrho) + \frac{C}{k}\varrho J_0(\varrho) \Big\} \frac{\cos kz}{k}$$

$$= +\sum \Big\{ A_2 J_0(\varrho) + \frac{C}{k}\varrho J_1(\varrho) \Big\} \frac{\sin kz}{k},$$

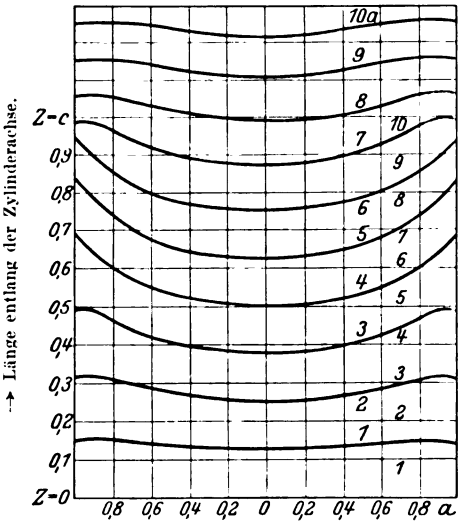
bei zur Abkürzung: $\varrho = kR$, $k = (2n+1)\pi/2c$ $= \frac{\lambda+\mu}{\lambda+2\mu}$ gesetzt ist und A_1, A_2, C Konstanten sind. σ_t d σ_z sind als gerade Funktionen von R, τ als eine un-ade Funktion von z angenommen. An den Stellen $R = a$,



→ Länge entlang der Zylinderachse.

Abb. 3. Verteilung und Größe der Radialverschiebungen (u/u_0) in einem Längsschnitt des elastisch verzerrten zylindrischen Probestabs, der am Mantel (Radius a) zwischen den Stellen: $c/3 \geq z \geq 2/3\,c$ und $-2/3\,c \geq z \geq -c/3$ durch Scherkräfte beansprucht ist. Ursprüngliche Querschnitte als dünne Linien, verzerrte Querschnitte als stark ausgezogene Kurven gezeichnet. (Nach Filon.)

$\pm c/3$ werden σ_t, σ_z beide positiv unendlich groß, den entgegengesetzten Stellen negativ unendlich ß. Das Ergebnis der numerischen Berechnung[1] ist nach Filon in den Abb. 3 bis 7 veranschaulicht; die Spannungen sind relativ zur konstanten Zugspannung gerechnet, welche dem System der Schubspannungen an der Oberfläche des Zylinders zugeordnet ist. Die Verschiebungen u und w sind im Vergleich zu den Verschiebungen u_0 und w_0 angegeben, die bei dem gleichen Zylinder beim einachsigen Spannungszustand unter der auf die Endflächen gleichmäßig verteilten Spannung Q eintreten würden. Dabei ist $u_0 = 2a/5$ und $w_0 = c/2$ im übertriebenen Maßstab im Diagramm angenommen. Abb. 3 zeigt die Verteilung der radialen Verschiebungen, Abb. 4 diejenige der Längsverschiebungen w. Es tritt danach eine diskontinuierliche Änderung der Verzerrung an den Mantelstellen: $z = \pm c/3$ und $z = \pm 2c/3$ auf, zwischen welchen die konstante Schubspannung $\tau = \pm S$ angreift. An den Stellen: $z = +c/3$ treten die kleinsten, an den Stellen: $z = +2c/3$ die größten radialen Kontraktionen auf, was auch durch das Experiment bestätigt wird. Nahe an den Endflächen dilatiert sich der Zylinder wieder, so daß die Endflächen streng genommen nicht eben bleiben. Dies hängt damit zusammen, daß die Lösungen des Problems zwar mit σ_z und $\sigma_R = 0$ an den Endflächen verträglich sind; aber gleichzeitig ein System von Schubspannungen (τ) an diesen Flächen ergeben, das indessen wegen der Symmetrie von selbst im Gleichgewicht ist. Außerdem ist dort $u = 0$. Diese Schubspannungen nehmen vom Wert 0 in der Achse bis etwa zu einem Betrag von einem Viertel des aufgewendeten Spannungsbetrags an und sind am Rande wieder gleich Null. Ihr Effekt ist aber durchaus lokal und in einiger Entfernung von den Endflächen verschwindend klein gegenüber den Scherkräften am Mantel.



→ Länge entlang eines Radius.

Abb. 4. Verteilung und Größe der Längsverschiebungen (w/w_0) in einem Längsschnitt des elastisch verzerrten zylindrischen Probestabes, der am Mantel (Radius a) zwischen den Stellen $c/3 \geq z \geq 2/3\,c$ durch Scherkräfte beansprucht ist: 1, 2, 3, 4, 5, 6, 7, 8, 9, 10 ursprüngliche Querschnitte; 1a, 2a, 3a, 4a, 5a, 6a, 7a, 8a, 9a, 10a verzerrte Querschnitte. (Nach Filon.)

Aus der Abbildung geht ferner hervor, daß die maximale Einschnürung des Probestabes unter der ange-

[1] In der genannten Arbeit von Filon sind ausführliche ellen publiziert. Die Berechnung der Fourierreihen wurde die konstanten Werte: $R = 0$; $R = 0{,}2a$; $R = 0{,}4a$; $0{,}6a$ mit entsprechender Gliederzahl vorgenommen. Für Mantel ($R = a$) wurde eine besondere Näherungsmethode tzt. Das Gebiet $0{,}6a \leqq R < a$ konnte wegen der schlechKonvergenz der Reihenentwicklungen nicht genau bet werden und ist deshalb in den Figuren fortgelassen. Vereinfachung der Rechnung wurde die Poissonsche Kont = $1/4$, d. h. $\gamma = 2/3$ gesetzt.

Digitized by Google

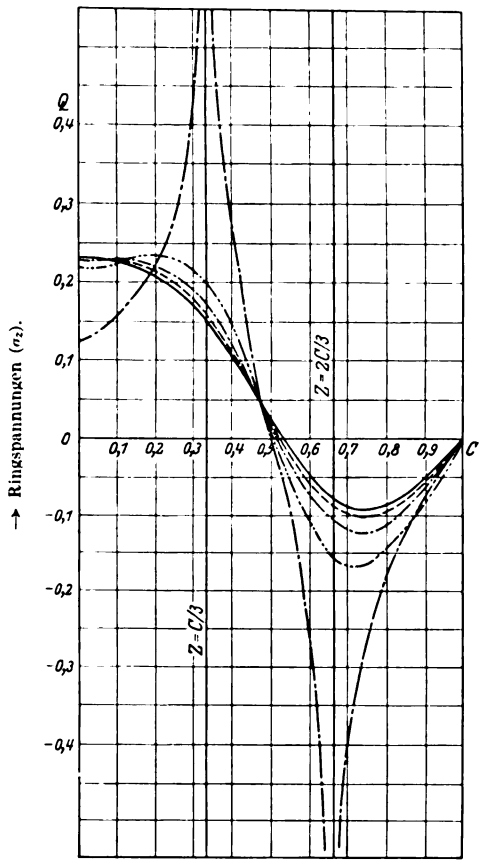


Abb. 5. Verteilung und Größe der Ringspannungen (σ_t) entlang der Zylinderachse für verschiedene Querschnitte.
——— Kurve für $R = 0$ — · — · — Kurve für $R = 0{,}4a$
– – – – – „ „ $R = 0{,}2a$ · · · · · „ „ $R = 0{,}6a$
— – — Kurve für $R = a$.
(Nach Filon.)

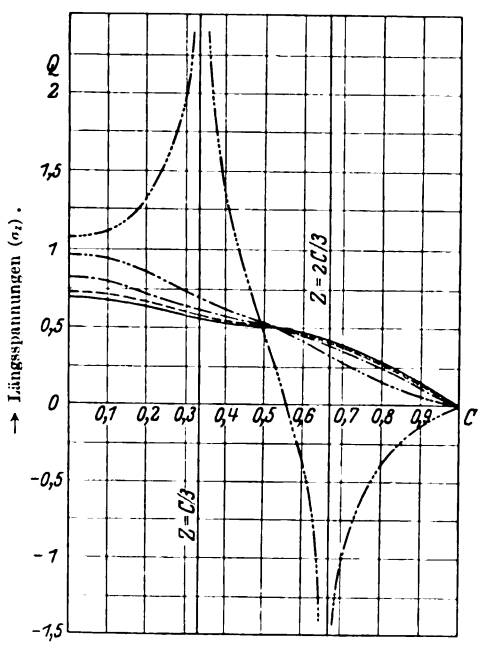


Abb. 6. Verteilung und Größe der Längsspannungen (σ_z) entlang der Zylinderachse für verschiedene Querschnitte.
——— Kurve für $R = 0$ — · — · — Kurve für $R = 0{,}4a$
– – – – – „ „ $R = 0{,}2a$ · · · · · „ „ $R = 0{,}6a$
— · · — · · — Kurve für $R = a$.
(Nach Filon.)

nommenen Belastung stets kleiner, durchschnittlich höchstens 60% der Querkontraktion beim idealen Zugversuch ist. Mehr nach dem Inneren zu ist dieser Unterschied noch beträchtlicher. Für $z = 2a/5$ ist die wirklich auftretende Querkontraktion nur noch 9% der erwarteten idealen. Dies ist ein Zeichen dafür, daß eben in diesem Falle erhebliche Quer- und Ringspannungen im Probestab auftreten.

Abb. 4 gibt die Verteilung der relativen Längsverschiebungen w/w_0 in einem Meridianschnitt wieder. Die Dehnung der Querschnitte erfolgt nicht gleichmäßig, sondern die Außenfasern werden viel stärker gedehnt als die inneren Partien. Am meisten macht sich das naturgemäß an den Mantelstellen (Länge $2e$) bemerkbar, die direkt durch die äußeren rein scherenden Kräfte beansprucht werden. An den anderen Mantelstellen liegt die maximale Dehnung dicht unter der Oberfläche, wie die Abb. 4 zeigt. Diese Inhomogenität der Längsdehnung der Mantelzonen in verschiedenem Abstand von den Endflächen, welche durch den Kopfeinfluß in der Praxis eintreten wird, kann zu erheblichen Fehlern bei der Dehnungsbestimmung führen, wenn der Berechnung die einfachere Theorie zugrunde gelegt wird. So ergeben sich beispielsweise an der Oberfläche aus der Berechnung der Dehnungen nach der Filonschen Theorie und durch Berechnung derselben auf die gewöhnliche Weise Unterschiede, die zum Vergleich in folgender kleinen Tabelle verzeichnet sind:

Verschiebungen	$z = 0{,}1\,c$	$0{,}2\,c$	$0{,}3\,c$	$0{,}4\,c$	$0{,}5\,c$
ber. n. Filon .	0,10972	0,22900	0,38253	0,59238	0,67152
ber. gew. Theorie	0,10000	0,20000	0,30000	0,40000	0,50000
Unterschied . .	0,00972	0,02900	0,08253	0,19238	0,17152
In %	− 8,86	− 12,66	− 21,57	− 32,48	− 25,54

Man erkennt, wie in der Nähe der Einspannung ganz beträchtliche Differenzen auftreten. Auch in der Nähe der Stabmitte würden bei einem relativ kurzen Stab, wie hier betrachtet, die gemessenen Dehnungen an Kern alle sämtlich noch um fast 9% größer sein, als sie rechnungsgemäß bei gleichförmiger Dehnung aller Querschnitte sein sollten.

Aus den Diagrammen für die Spannungen σ_t und σ_z Fig. 5 und 6 geht hervor, daß bei dem betrachteten diskontinuierlichen Übergang der Schubspannungen am Mantel von Null auf die Werte +- oder $-S$, wie er durch die in Abb. 2 gezeichnete Kopfform zustande kommt, an den Stellen: $z = +\,c/3$ und $z = +\,2c/3$ die Ringspannungen und Längsspannungen positiv bzw. negativ unendlich groß werden. Dies steht im guten Einklang mit den Beobachtungen an solchen Probestäben. Die Übergangsstelle wirkt wie ein Kerb. Das plötzliche Ansteigen der Spannungen im Kerbgrund äußert sich bei plastischen Materialien darin, daß hier zuerst die Elastizitätsgrenze überschritten wird und Bereiche bleibender Deformation auftreten. Dies zeigt die Abb. 4 sehr deutlich. Hierdurch wird der Kerbgrund ausgerundet, und der Stab ist einer weiteren Belastungssteigerung fähig.

In der Praxis wird bekanntlich diesem Umstand dadurch Rechnung getragen, daß der Kopf durch eine

Digitized by Google

Hohlkehle in den zylindrischen Stab übergeht, so daß auch ein möglichst stetiger Übergang der Scherspannungen am Rande erfolgt.

Es zeigt sich ferner an Hand der Abb. 6, daß die indirekt erzeugten Längsspannungen außer an den gefährlichen Mantelstellen, wo die Scherspannungen diskontinuierlich angreifen, verschwinden und im Innern des Stabes endlich und stets kleiner als beim einachsigen Spannungszustand ($\sigma_z = Q$) bleiben. Es muß dementsprechend die äußere Belastung zwecks Erzielung des gleichen mittleren Deformationszustandes höher als beim Idealfall des Zugversuchs sein. Ebenso bleiben die Radialspannungen (σ_R) im Innern stets endlich wie Abb. 7 zeigt.

In der Abb. 8 sind schließlich die Schubspannungen innerhalb einer Meridianebene wiedergegeben. Man erkennt, wie der durch das Rechteck gegebene diskontinuierliche Belastungszustand nur lokaler Natur ist und in den Innenzonen mehr und mehr zu einer gleichmäßigen Schubspannungsverteilung führt. Der allmähliche Übergang wird durch die beiden Maxima der Kurven vermittelt, die mit bei Annäherung an die Oberfläche immer größer werden und deren Abszissen immer näher an die Stellen: $z = \pm c/3$ und $z = \pm 2c/3$ heranrücken. Ähnliches gilt auch für die Verteilung der anderen Spannungen.

Eine experimentelle Nachprüfung dieser theoretischen Spannungsverteilung im elastisch gedehnten Probestab steht noch aus. Sie ließe sich durch Beobachtung der Spannungsdoppelbrechung im linear polarisierten Licht bei isotropen, durchsichtigen Stoffen (z. B. Glas, Zellophan) erschließen (Mesnager[1], Hönigsberg[2]), wie zahlreiche schöne Beispiele besonders von Coker[3] und Filon[4] zeigen.

3. Bemerkungen über die Gültigkeit des Hookeschen Gesetzes.

Im elastischen Bereich wird allgemein bei kleinen Dehnungen die Gültigkeit des Hookeschen Gesetzes $\varepsilon = \alpha \cdot \sigma$ angenommen, und die Spannung, bei welcher Abweichungen hiervon eintreten, als Elastizitätsgrenze bezeichnet. Die Versuche von C. Bach u. a. haben jedoch gezeigt, daß dem Hookeschen Gesetz keine allgemeine Gültigkeit zukommt. Viele Materialien, Gußeisen, natürliche und künstliche Gesteine, sowie Gummi usw. zeigen überhaupt keine Proportionalität (s. C. Bach, Elastizität und Festigkeit (1899, 1920) S. 57).

Dieses ist auch aus dem Grunde erklärlich, weil eine untere Elastizitätsgrenze im strengen Sinne in polykristallinen Konglomeraten überhaupt nicht existiert[1]. Schon bei niedrigen Spannungen erleiden einzelne Kristalle dauernde Verformungen. Da ihre Zahl bei wachsender Spannung immer mehr zunimmt, wird die Abweichung von der Proportionalität immer größer

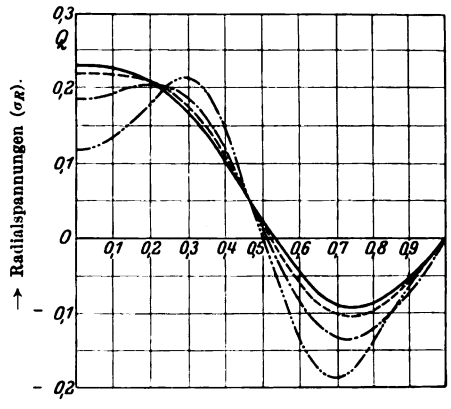


Abb. 7. Verteilung und Größe der Radialspannungen (σ_R) entlang der Zylinderachse für verschiedene Querschnitte.
——— Kurve für $R = 0$ (Zylinderachse)
– – – – – – „ „ $R = 0{,}2a$
– · – · – · – „ „ $R = 0{,}4a$
– · · – · · – „ „ $R = 0{,}6a$.
(Nach Filon.)

und an einem gewissen Punkte bemerkbar (P-Grenze), da zwischen dauernder Verformung und Spannung sicherlich kein Proportionalitätsgesetz besteht. Bei noch weiterer Vergrößerung der Zahl der plastisch ver-

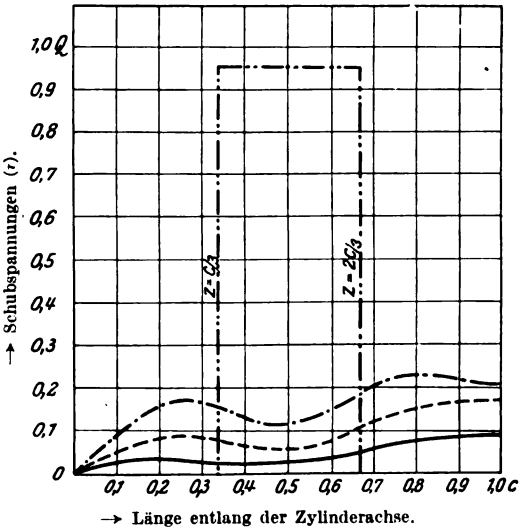


Abb. 8. Verteilung und Größe der Schubspannungen entlang der Zylinderachse für verschiedene Querschnitte.
——— Kurve für $R = 0{,}2a$ – · – · – · – Kurve für $R = 0{,}6a$
– – – – – – „ „ $R = 0{,}4a$ – · · – · · – „ „ $R = a$.
(Nach Filon.)

formten Kristalle verstärkt sich die Abweichung mehr und mehr und nach Entlastung sind bleibende Dehnungen im merklichen Betrage vorhanden (E-Grenze).[2]

[1] Mesnager. Mesure des efforts intérieurs dans les solides et applications. Budapester Kongreß 1901 und „Contribution à l'étude de la déformation élastique des solides", Ann. des Ponts et Chems. 1901.

[2] O. Hönigsberg, Unmittelbare Abbildung der neuralen Schichte bei Biegung durchsichtiger Körper im zirkularpolarisierten Licht. Intern. Verb. f. d. Materialprüf. d. Techn. Brüsseler Kongreß 1906.

[3] E. G. Coker, vgl. z. B. Some engineering problems of stress distribution. Proc. 1. Intern. Congr. f. appl. mechanics. Delft 1924.

[4] L. N. G. Filon, On the graphical determination of stress from photoelastic observations. Brit. assoc. Rep. 91. London 1924.

[1] Grundsätzlich könnte zwar von derjenigen Spannung gesprochen werden, die den zur Überschreitung der E-Grenze günstigst gelegenen Kristall bleibend zu verformen vermag. Diese Größe hat jedoch keinen praktischen Wert, da sie sich zur Zeit selbst mit den feinsten Meßinstrumenten nicht feststellen läßt. Vgl. H. v. Wartenberg, Über elastische Nachwirkung bei Metallen. Verh. d. D. phys. Ges. Bd. 20, S. 113, 1918.

[2] F. W. Geiss, Over de elasticiteit der Metalle. Nederl. Tijdschr. foor Natuurk. 3e Jaarg. blz. 232, 1923.

Digitized by Google

Bei Einzelkristallen dagegen fällt diese primäre Inhomogenität der Kristallorientierung auf die elastischen Verhältnisse weg, da sich hier nach Versuchen verschiedener Autoren im elastischen Gebiet übereinstimmend strenge Proportionalität zwischen Spannung und Verformung ergeben hat.

Über die Art des tatsächlichen Verformungsgesetzes pseudoisotroper polykristalliner Werkstoffe liegt eine umfangreiche Literatur[1] vor. Am besten scheinen die Formeln von Schüle: ($\varepsilon = \alpha \cdot \sigma^m$) (s. Bach, Elastizität und Festigkeit S. 110), sowie die parabolische Formel von Mehmke und Jensch: ($\varepsilon = \alpha \cdot \sigma + b \cdot \sigma^2$ usw.), wie auch das Hyperbelgesetz: $\left(\varepsilon = \frac{\sigma}{\alpha - b\sigma}\right)$ innerhalb der Fehlergrenzen die genaueren Messungen wiederzugeben. Die Übereinstimmung, die mit den verschiedenen Ansätzen zwischen gemessenen und errechneten Größen sich erreichen läßt, beweist, daß diese Formeln keine physikalische Bedeutung haben, sondern nur empirische Näherungsformeln darstellen. Die moderne Theorie der Kristallkonstitution zeigt, daß das elastische Verhalten eines Kristalls sich als resultierende Funktion zwischen Anziehung und Abstoßung der Atome im Raumgitter darstellen läßt, wobei das elastische Potential nach Potenzen der Verzerrung entwickelt werden kann, ohne daß indessen bis jetzt ein geschlossener Ausdruck angebbar ist (Born[2], Zwicky[3]). Umgekehrt folgt hieraus ohne weiteres, daß die Verzerrung ebenfalls in eine Potenzreihe nach der Größe der elastischen Kräfte entwickelbar ist, und daß somit eine strenge Proportionalität zwischen Verzerrung und Spannung physikalisch nicht begründet ist.[4]

II. Spannungen und Verformungen im Bereich *I* bis *II* (Elastizitäts- bzw. Streckgrenze-Höchstlast).

1. Inhomogenität des Spannungs- und Verformungszustandes.

Es ist eine bekannte Erfahrungstatsache, daß die Verformung eines Werkstoffes, insbesondere eines Metallkörpers nach Überschreitung der Elastizitätsgrenze (*I*) auch bei an sich in meßbaren Bezirken homogenem Spannungszustand, inhomogen verläuft. Jedes Einzelkristallkorn wird entsprechend seiner Orientierung zu den Hauptachsen des Spannungsfeldes verschiedenartig beansprucht, und nur bei sehr feinem Korn verhält sich der Stab annähernd so homogen, wie die Theorie voraussetzt.

Nun ist es aber Tatsache, daß homogene, insbesondere einachsige Spannungszustände bei der üblichen Versuchsanordnung, wie oben bereits gezeigt wurde, nicht einmal bei rein elastischer Beanspruchung des Probestabes exakt verwirklicht sind, da die Übertragung der äußeren Zugkräfte auf den Stab praktisch stets durch Vermittlung von scherenden Kräften am Mantel erfolgt. Nur bei einem sehr langen Stab dürfte in genügender Entfernung von der Einspannung der Spannungszustand einigermaßen einachsig und homogen sein.

Es trifft dies in noch viel stärkerem Maße bei der überelastischen Beanspruchung des Stabes zu, wo die Inhomogenität des Verformungszustandes makroskopische Größe erreicht.

Bei einem verhältnismäßig kurzen Probestab bilden die Querschnitte eine Art hyperbolischer Rotationsfläche (Martens), die nur an der engsten Stelle annähernd den Durchmesser hat[1], den der Stab bei völlig gleichmäßiger Dehnung haben würde (Abb. 10). In der Praxis wird der Einfluß der Stabköpfe auf die Dehnungen schon bei einer Entfernung von 1—3 Durchmessern unmerklich, wie die Untersuchungen von Rudeloff, Bach, Martens ergeben (s. a. die Bilder des Flachstabes, Abb. 9, bei dem die eingeritzten Querlinien schon bei dem 4. Quadrat gerade werden). Die Wirkung der Reibungskräfte nimmt erfahrungsgemäß innerhalb der gleichen Querschnitte mit der Entfernung von der Staboberfläche nach der Mitte zu ab (s. Martens, Abb. 10), so daß diese Teile zuerst deformiert werden, wie man das an den eingeritzten Querstrichen in der Abb. 9 (Flachstab) erkennt. Die Art des Fortschreitens des verformten Gebietes bei Flachstäben mit der üblichen Kopfform ist an der Abb. 11 sehr schön zu erkennen. Das Fließgebiet breitet sich halbmondförmig innerhalb eines von zwei schrägen Graden begrenzten Streifens aus, in dem zunächst auf der Breitseite wagerechte, später schräg verlaufende Gleitschichten auftreten (Jevons). Dadurch, daß die Fließbewegungen im Querschnitt ungleichmäßig sind, zieht die Stabmitte in der Nähe der Hohlkehle die Oberfläche sozusagen nach sich, so daß die entstehende Kontur der Oberfläche im Längsschnitt einer Traktix ähnelt. (Vgl. Abb. 10.)

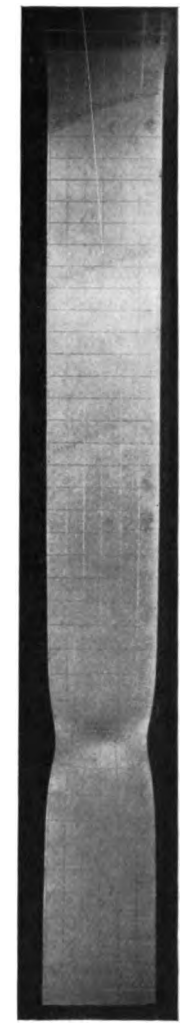


Abb. 9. Inhomogene Deformation beim Zugversuch an einem Flachstab.

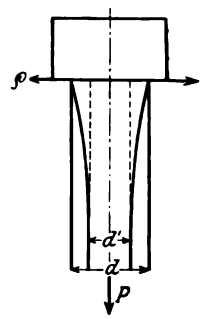


Abb. 10. Einfluß des Kopfes auf die Querschnittsverminderung beim Zugversuch.

Diese Tatsachen lassen sich einfach erklären, wenn man annimmt, daß der inhomogene Spannungs- und Verformungszustand, welcher durch die Art der Einspannung bereits im elastischen Bereich

[1] Näheres s. die Zusammenstellung von R. Mehmke, Z. f. Math. u. Phys. 1897.

[2] M. Born, Atomtheorie des festen Zustandes (Dynamik d. Kristallgitter). 2. Aufl. Leipzig u. Berlin 1923,

[3] Zwicky, Die Reißfestigkeit von Steinsalz, Phys. Zeitschr. Bd. 24, S. 131, 1923.

[4] Auf Grund von Betrachtungen über das verallgemeinerte Potential der elastischen Kräfte hat W. Voigt bereits im Jahre 1894 eine solche Reihenentwicklung: $\varepsilon = a_1\sigma + a_2\sigma^2 + a_3\sigma^3 + \ldots$ aufgestellt. (Wiedem. Ann. Bd. 52, S. 536, 1894.

[1] In der Abnahme der Reibungskräfte nach der Stabmitte zu dürfte die Erfahrungstatsache begründet sein, daß bei homogenem Material sich die Einschnürung in der Regel in der Stabmitte bildet.

Digitized by Google

)—I) hervorgerufen wird, auch bei der Überschreitung er Elastizitätsgrenze im großen und ganzen bestehen leibt[1]. Unter dieser Voraussetzung werden die Quer- nd Längsfasern des zylindrischen Stabes annähernd die n Abb. 3 nach Filon gezeichneten Verzerrungen er- alten, die aus den elastischen Verzerrungen durch ent- prechende Vergrößerung hervorgehen. Man erkennt hr schön aus dem Verlauf entsprechender Kurven ieser Abbildung, daß die vorher zylindrische Kontur eine konkave Rotationsfläche übergeht und daß die ußenzonen des Stabes in viel höherem Maße gedehnt erden als die mehr nach der Stabachse zu gelegenen artien. Auf eine quantitative Untersuchung dieser erhältnisse kann hier aber nicht eingegangen werden.

Kennzeichnung des Verformungszustandes durch Fließ- bzw. Kraftwirkungsfiguren.

Die Inhomogenität des Spannungszustandes hat somit ne entsprechende Inhomogenität des Verformungsfeldes r Folge. Die Gebiete, in denen die Spannungen zuerst e mittlere *E*-Grenze überschreiten, werden auch zu- st bleibend verformt. Ihre Lage und Größe hängt von n Hauptachsen des Spannungstensors im Stab ab.

Die Gebiete der zuerst entstehenden plastischen Ver- rmung erscheinen makroskopisch an der Oberfläche es blank polierten Probekörpers als matte Stellen er Liniensysteme (Fließfiguren[2]). Sie stellen die An- hnitte von gesetzmäßigen Verformungszonen im Probe- rper dar[3], die eine Verschiebung der angrenzenden arren Teile vermitteln. Aus diesem Grunde werden lche Schichten in der Mechanik auch als Gleitflächen zeichnet, in dem man sie auf unendliche kleine Dicke luziert, also als mathematische Flächen ansieht und e Verschiebung als sprungweise Gleitung betrachtet.

Diese makroskopischen „banalen"[4] Gleitflächen sind hl zu unterscheiden von den „kristallographischen" eitflächen, längs denen die Teile des einzelnen Kristalles h verschieben. Letztere sind in ihrer Lage durch den Kristallfeinbau und Kristallaufbau festgelegt und gesetzmäßig mit den Kristallachsen verbunden. Sie hängen nur insofern von dem Spannungszustand ab, als die Auswahl der Gleitflächen und -richtungen unter den möglichen vorgegebenen so erfolgt, daß die Richtung der maximalen Schubspannungen möglichst in der Nähe einer Gleitfläche und Gleitrichtung liegt (Taylor und Elam[1]). Die deformierten Kristalle bilden einen Komplex, der als banale Gleitschicht in Erscheinung tritt. Daß die Ausbildung dieser Fließbereiche nicht auf die Oberfläche beschränkt ist, sondern auch im Inneren des Materials vor sich geht, läßt sich an Quer- und Längsschnitten von Probestäben nach verschieden starker Beanspruchung mit Hilfe der Fryschen Ätzung sehr schön demonstrieren. In der Abb. 10 sind mehrere so behandelte Stäbe nach Jevons (l. c.) wiedergegeben, bei denen die bleibende Dehnung 2, 10 und 15% beträgt. Man erkennt, wie die Fließbereiche mit fortschreitender Dehnung immer enger aneinanderrücken, so daß schließlich der Längsschnitt ganz gleichmäßig verformt erscheint, wie es auch aus der Oberflächenbeschaffenheit zu schließen ist.

Es sei auch gleich an dieser Stelle auf den Einfluß der Einspannung hingewiesen, der in den Abbildungen 11 deutlich hervortritt. An den Stellen (Hohlkehlen), wo der Stab in den breiteren Kopf übergeht, treten besonders starke Spannungen und Deformationen auf. Von den intensiv schwarz erscheinenden Stellen breiten sich flammenförmige Fließzonen in zwei gegeneinander um etwa 90° geneigten Richtungen aus. Über die Kraftwirkungsfiguren, welche in den Teilen der örtlichen Einschnürung entstehen, wird später berichtet werden (vgl. Abschnitt III, 4, b).

Fließfiguren treten hauptsächlich bei Eisen und Stahl, seltener bei Kupfer, Messing, Zink in ausgeprägter Weise auf[2]. Abgesehen von der chemischen Beschaffenheit, die ja überhaupt die elastischen und plastischen Verhältnisse bedingt, spielt die Vorbehandlung hierbei eine ausschlaggebende Rolle[3]; denn nur bei vollständig unregelmäßigem Haufwerk ist die Wahrscheinlichkeit dafür gegeben, daß der Stab bei homogenem Spannungszustand in allen Teilen gleichmäßig zur plastischen Verformung kommt, dagegen sind bei einer orientierten Gefügeausbildung (Walz-, Fasertexturen usw.) einzelne Zonen vor den anderen ausgezeichnet.

Wie neuere Untersuchungen (Carpenter und Elam[4], Glocker[5], Schiebold-Sachs[6]) ergeben haben, läßt sich oft auch durch lang andauernde Glühbehandlung keine unregelmäßige Orientierung der Körner herstellen,

---

[1] Die von verschiedenen Autoren unternommenen Ver- che, die Formänderungen plastischer Werkstoffe bei teil- iser Überschreitung der (Elastizitätsgrenze) Fließgrenze zu rechnen, haben erwiesen, daß der zunächst für den rein stischen Bereich ermittelte Spannungszustand keine wesent- he Änderung erfährt, wenn die plastische Deformation ein wisses Maß nicht überschreitet. (Vgl. hierzu: Hungerer d Koenigsberger: Z. Phys. Bd. 31, S. 903. 1925; A. Haar d Th. v. Karman: Göttinger Nachr., math.-phys. Kl. 0; A. Nadai: Z. ang. Math. Mech. E. Bd., S. 442. 1923; s. Der bildsame Zustand der Werkstoffe, Berlin 1927, elbst viele wertvolle Literaturhinweise. E. Trefftz: Z. g. Math. Mech. T. Bd., S. 65. 1925.)

[2] Die Fließfiguren wurden zuerst von Lüders am chen Eisen beschrieben (Dinglers Polytechnisches rnal 1854).

[3] J. D. Jevons (J. Iron Steel Inst. Bd. 111, Nr. 1, S. 128ff. 26) hat durch Ätzversuche nachgewiesen, daß die durch Fließfiguren gekennzeichneten Gleitschichten den Stab rchsetzen und in ihrer Lage und Gestalt mit den nach rchschneidung des Stabes durch Ätzung erhaltenen De- rmationslinien übereinstimmen. Vgl. auch W. Turner d J. D. Jevons, ebenda p. 169ff. In ähnlicher Weise d auch die bei der Fry'schen Ätzung erhaltenen „Kraft- kungsfiguren" zu erklären.

[4] W. v. Moellendorff und J. Czochralski: Z. V. d. I. 3, S. 1014.

[1] G. J. Taylor und C. F. Elam: The distortion of on Aluminium crystal during a tensile test. Proc. Roy. Soc. Bd. 102 A, S. 643 bis 647. 1923.

[2] Vgl. bes. L. Hartmann, Distribution des Déformations dans les metaux soumis à des efforts. Paris (1896).

[3] Die Kristalle des Körpers dürfen vor dem Versuch z. B. durch Walzen gar nicht oder nur wenig deformiert sein.

[4] H. C. M. Carpenter a. C. F. Elam, Journ. of the Inst. of Metals Bd. 25, S. 259/307, 1921 I.

[5] R. Glocker: Z. Phys. Bd. 31. S. 386, 1925. R. Glocker und H. Widmann, Ebda. Bd. 18, S. 41, 1927.

[6] E. Schiebold und G. Sachs: Bestimmung der Kristallorientierung aus Lauediagrammen. Zeitschr. f. Krist. Bd. 63, S. 34, 1926.

Digitized by Google

da die Rekristallisationstextur im ursächlichen Zusammenhange mit der primären Verformungstextur steht (Kupfer). Bei gewalzten Rundstäben, die in der Walzrichtung entnommen sind, ist die Walzebene vor den anderen Ebenen ausgezeichnet. Es entstehen deshalb an Kupferstäben bei Übertretung der Elastizitätsgrenze zwei diametral gegenüberliegende Längszonen, in welchem die Kristalle plastisch verformt sind, während die anderen Gebiete keinerlei bleibende Verformung zeigen[1].

In einem gewalzten Rundstab aus Flußeisen treten entsprechend der Lage der Walzebene zwei sich unter

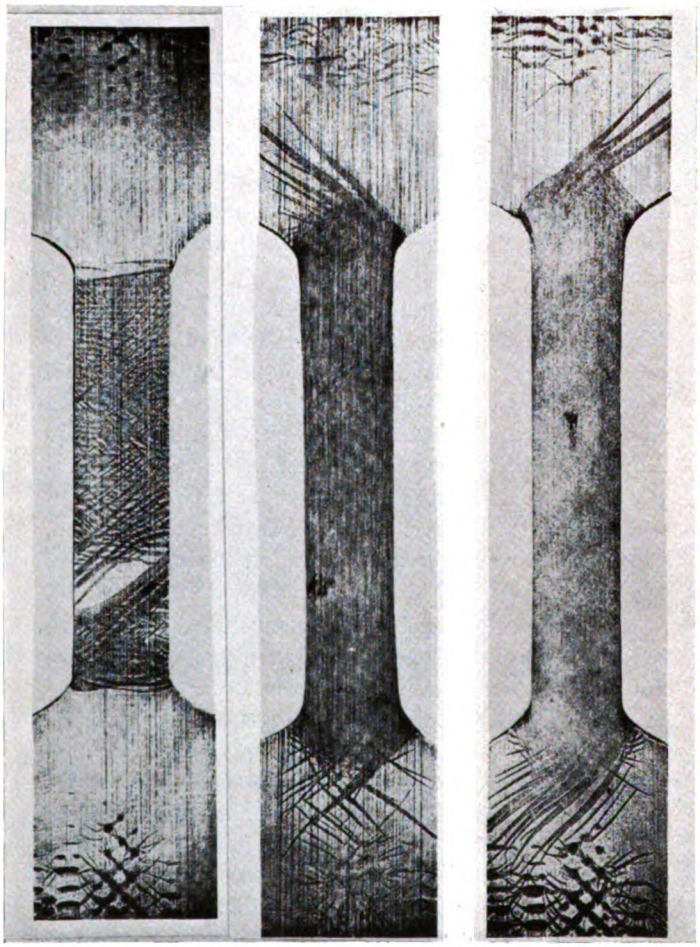


Abb. 11. Kennzeichnung und Ausbreitung der Fließbereiche in geätzten Längsschnitten von Zugproben mit verschieden großer bleibender Dehnung. (Linker Stab 2 %, mittlerer Stab 10 %, rechter Stab 15 % gedehnt.) (Nach Jevons).

etwa 80° kreuzende Systeme von elliptischen Fließlinien auf (Abb. 12a und 12b), während ein geglühter Stab zuweilen über den ganzen Umfang verteilte spiralförmige Fließfigur zeigt Abb. 12c.

Ferner scheint die Korngröße von sehr maßgebendem Einfluß zu sein. Eisen dürfte auch deswegen besonders scharfe Fließzonen zeigen, weil es auch in geglühtem Zustande in der Regel viel feinkörniger ist als Kupfer, Aluminium usw.

[1] Nach Kirsch (l. c.) scheint die Widerstandsfähigkeit (Festigkeit) des Materials ohne Einfluß auf die Fähigkeit, Fließfiguren zu sein, da sowohl sehr feste als auch sehr wenig feste Materialien keine Fließfiguren zeigten, oder wenigstens nur wie ein über den Stab laufender Hauch erschienen.

Ist eine Inhomogenität des Materials an irgendeiner Stelle des Stabes vorhanden, entweder dadurch, daß die chemische Zusammensetzung verschieden ist oder daß ein Kriställchen besonders leicht deformierbar ist, so breitet sich die Deformation von dieser Stelle weiter aus, und zwar hauptsächlich in den Richtungen der größten Schubspannungen. Die Ausbreitung klingt nun dadurch in den nicht mit den größten Schubspannungen zusammenfallenden Richtungen rasch ab, daß die vielen Korngrenzen der Verformung einen hohen Widerstand entgegensetzen und in einem größeren Abstande die Körper nur noch elastisch deformiert werden.

Je feinkörniger das Material ist, um so schneller klingt die Verformung ab, und es entstehen verhältnismäßig schnell und scharf abgegrenzte Fließbereiche. Bei gröberem Korn ist die Summe der Korngrenzen um das gestörte Korn geringer. Die Deformation kann sich daher viel weiter ausbreiten, so daß verhältnismäßig breite und unscharf begrenzte Gebiete (z. B. bei Kupfer) sichtbar werden. Im Mikroskopbild gibt sich dieses Ab-

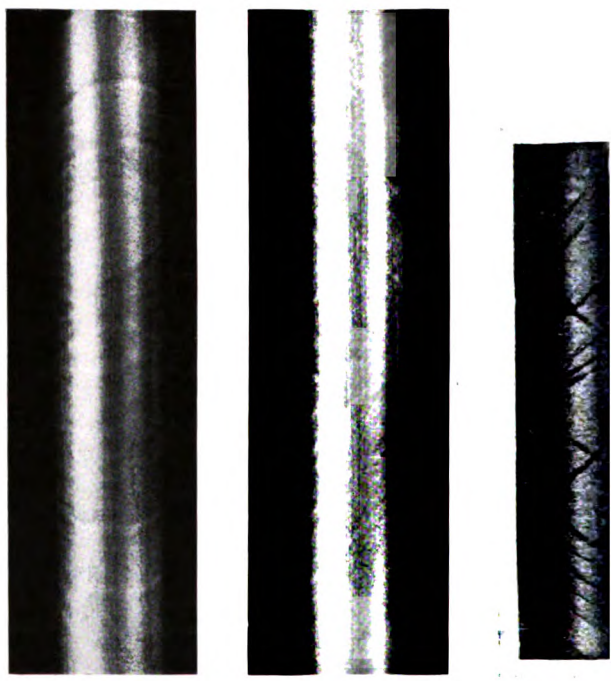


Abb. 12a. Abb. 12b. Abb. 12c.
Abb. 12a und 12b. Systeme elliptischer Fließfiguren auf einem durch Walzen äolotrop gewordenen Rundstab nach dem Zugversuch. Abb. 12a: Vorderansicht. Abb. 12b: Seitenansicht. Abb. 12c. Spiralförmige Fließfiguren auf einem Rundstab nach dem Zugversuch. (Nach Martens)

klingen dadurch zu erkennen, daß die Zahl der plastisch verformten Kristalle (sichtbar an den Gleitlinien) neben den nur elastisch deformierten Körnern immer geringer und in einem gewissen Abstand schließlich gleich Null wird. Aus diesem Grunde treten bei Kupfer im allgemeinen keine scharf begrenzten Fließfiguren auf, da die Inhomogenitäten so dicht liegen, daß sich die Fließgebiete überschneiden. Es entstehen so ausgedehnte „Fließbereiche", die nur gegenüber den Stellen der rein elastisch deformierten Teile ausgesprochene Grenzen aufweisen.

Mit wachsender Korngröße des Materials macht sich das individuelle Verhalten der Einzelkristalle immer stärker bemerkbar, wodurch oft die bekannten Erscheinungen der Narbenbildung, Knitterung, Fältelung (Zinn)

Digitized by Google

sw. zustandekommen[1]. Bei völlig homogenem Material nd homogenem Spannungszustand müßte die plastische Deformation im ganzen Körper gleichzeitig eintreten, hne daß irgendwelche Fließgebiete abgegrenzt würden. n Wirklichkeit ist auch der äußerlich homogenste Stoff mit nach Wahrscheinlichkeitsgesetzen verteilten nhomogenitäten behaftet, welche örtliche Unterschiede rzeugen[2]. Auf diese Weise erklären sich nicht nur die Fließfiguren, sondern auch bekanntermaßen das Auftreten der Einschnürung (s. später)[3].

. Spezielle Beobachtungen an Flach- und Rundstäben.

a) Flachstäbe.

Eingehende Versuche über das Auftreten und die Weiterbildung der Fließfiguren mit wachsender Belastung sind an Flachstäben von weichem Flußeisen insbesondere von Kirsch[4], Barba[5], Martens[6], Hartmann[7], Nadai[8] Jevons[9], ausgeführt worden.

Einige charakteristische Versuche von Jevons sind Abb. 11 wiedergegeben. Die wenn auch nur geringe ngleichmäßigkeit des Materials macht sich indessen i diesen Versuchen störend bemerkbar, da ein unmittelarer Zusammenhang der Fließfiguren in den verschienen benutzten Stäben nicht besteht und nur im großen d ganzen die Entwicklung der Figuren hervortritt[10].

Es wurde deshalb von uns das Fortschreiten der Fließguren an einem und demselben polierten Probestab mit wachsender Belastung untersucht[1]. Die beobachteten Erscheinungen sind in der Abb. 13, Nr. 1—25 nach Photographien wiedergegeben. Der Stab blieb bei allen Aufnahmen bei den jeweiligen Belastungen in der Maschine eingespannt. Infolge der Erholung des Stabes während der Messungen und photographischen Aufnahmen sank die Last ständig etwas ab, so daß keine genauen Belastungswerte erhalten werden konnten. Die unten angegebenen Zahlen sind die mit zunehmender Last zuerst gemessenen Belastungswerte. Zwischen Bild Nr. 18 und Nr. 19 mußte der Versuch aus äußeren Gründen unterbrochen werden, und der Stab blieb 16 Stunden bei ca. 10500 kg in der Maschine eingespannt. Er zeigte nach dieser Zeit trotz der schon begonnenen Einschnürung eine höhere Last, 14000 kg, als die seinerzeit gemessene Höchstlast von 11040 kg.

Bei einer Belastung von 6900 kg (s. Bild Nr. 1) treten an der unteren Hohlkehle die ersten Fließfiguren auf, und zwar auf den Breitseiten als horizontale Streifen, auf der Schmalseite (vgl. die schematische Figur 14) den unter ca. 45° zur Stabseite liegenden Bändern entsprechend. Daneben sind aber auch verwaschene Bänder von annähernd horizontalem Verlauf entstanden. Bei weiterer Belastung (vgl. Bild 2, 3) unterteilen sich die Fließfiguren auf der Breitseite weiter durch schräge unter ca. 30° geneigte schmale Streifen, so daß ein Fließgebiet mit den in den Figuren eingezeichneten Begrenzungen entstand, welches den Stab an den betreffenden Seiten matt erscheinen läßt. Auch auf den Schmalseiten verbreitern sich die Streifen. Diese Verbreiterung der Fließzonen geht im allgemeinen ruckweise vor sich, indem nach Ausbau der bisherigen Fließgebiete plötzlich neue Linien in den bisher undeformierten Stabteil hineinstrahlen und sich bei weiterer Belastung wieder unterteilen, so daß die Grenze der Fließfiguren immer weiter nach der Stabmitte verschoben wird (s. Bilder Nr. 4—10 der Abb. 13).

Die ins einzelne gehende Unterteilung und Ausbildung der Fließzonen ist besonders schön auf den Bildern Nr. 8—10 der Fig. 13 sichtbar. Der in Nr. 8 von rechts hereinragende annähernd horizontale Fließstreifen rückt unter gleichzeitiger Verbreiterung bis zum linken Rand vor. In Bild Nr. 8 zweigt sich von der Mitte aus ein unter 30° verlaufender Fließstreifen nach dem rechten Rande ab, der etwa auf Teilstrich 22 endigt. In dem zwischen dem neuen Streifen und dem ausgedehnten Fließgebiet noch unverformten Zwickel entstehen neue schrägverlaufende scharfe schmale Fließlinien, die schließlich durch neue Verbreiterung und Unterteilung diesen gänzlich ausfüllen. In dieser Weise vollzieht sich (s. Bild Nr. 10) der weitere Ausbau der Fließzonen durch neue Verbreiterung und Abspaltung. Bei weiteren Belastungen treffen die Fließgebiete des oberen und unteren Stabteiles in der Mitte zusammen, so daß der ganze Stab bis auf einige noch nicht gänzlich deformierte

[1] Die sog. gleichförmige Dehnung im Gebiete I—II ist rnach wenigstens in den Anfangsstadien nur örtlicher tur, da sie auf die einzelnen Fließgebiete beschränkt ist. folge der Volumenkonstanz müssen sich bei Verlängerung d Verbreiterung der Fließzonen in der Zugrichtung örtlich nschnürungen und Vertiefungen der deformierten Partien den; die dann die Reflexionsunterschiede ergeben. S. a. Hartmann: Commission des méthodes d'essai 1900, S. 104.

[2] Insbesondere gilt dies auch für die durch Homogenität d Anisotropie ausgezeichneten Kristalle. Neuere Unterchungen haben gezeigt, daß die „reellen" Kristalle oft it vom idealen Gitteraufbau entfernt und mit „Gitterlern" behaftet sind, welche wahrscheinlich auch die Urhe des Auftretens lokal begrenzter Störungszonen (Gleitchen) bei überelastischer Beanspruchung sind. (Vgl. Smekal.)

[3] Nach Hopf und Karman (Lehrb. d. techn. Physik n G. Gehlhoff, Bd. I, S. 103, 1924) hängt das Auftreten Fließfiguren mit der Art der Lastdehnungsdiagramme zusammen. Gerade solche Stoffe zeigen ausgeprägte Fließuren, die eine ausgeprägte Streckgrenze zeigen. Geht die eckung unter abnehmender Belastung vor sich, wie es schen der sog. oberen und unteren Streckgrenze der Fall so müßten notwendigerweise jene Gleitflächen hervorten, längs denen infolge kleiner Inhomogenitäten des Maals der Widerstand etwas geringer ist.

[4] B. Kirsch, Beitrag zum Studium des Fließens insondere beim Eisen und Stahl. Mitt. Königl. Techn. Versanst. Bd. 5, (1887), S. 69/84; Bd. 6, (1888), S. 37/48; 7. (1889), S. 9/24.

[5] Barba et Duplaix, Sur les essais à la traction. mmission des méthodes d'essay des materiaux de conction III. Bd., (1895) p. 27.

[6] A. Martens, Handbuch der Materialienkunde für Maschinenbau Bd. I., Berlin 1898.

[7] L. Hartmann, l. c.

[8] A. Nadai, vgl. Anm. 2. S. 11.

[9] Jevons, Journ. of the Iron and Steel Institute, 1924 I. p. 128.

[10] L. Hartmann: Commission des méthodes d'essai 1900, 104. „Bei Stahl, Platin, Kupfer, Silber haben die Deformationen in jedem Augenblick eine große Gleichmäßigkeit, während bei Aluminium, Messing die Erscheinungen sich dauernd verändern, so daß man das Umgreifen der Deformation nur durch dauernde Beobachtung und nicht nach beendetem Versuch erkennen kann."

[1] Der Stab wurde vorher mit einer quadratischen Teilung von 5 mm Querlänge auf allen Seiten versehen.

Digitized by Google

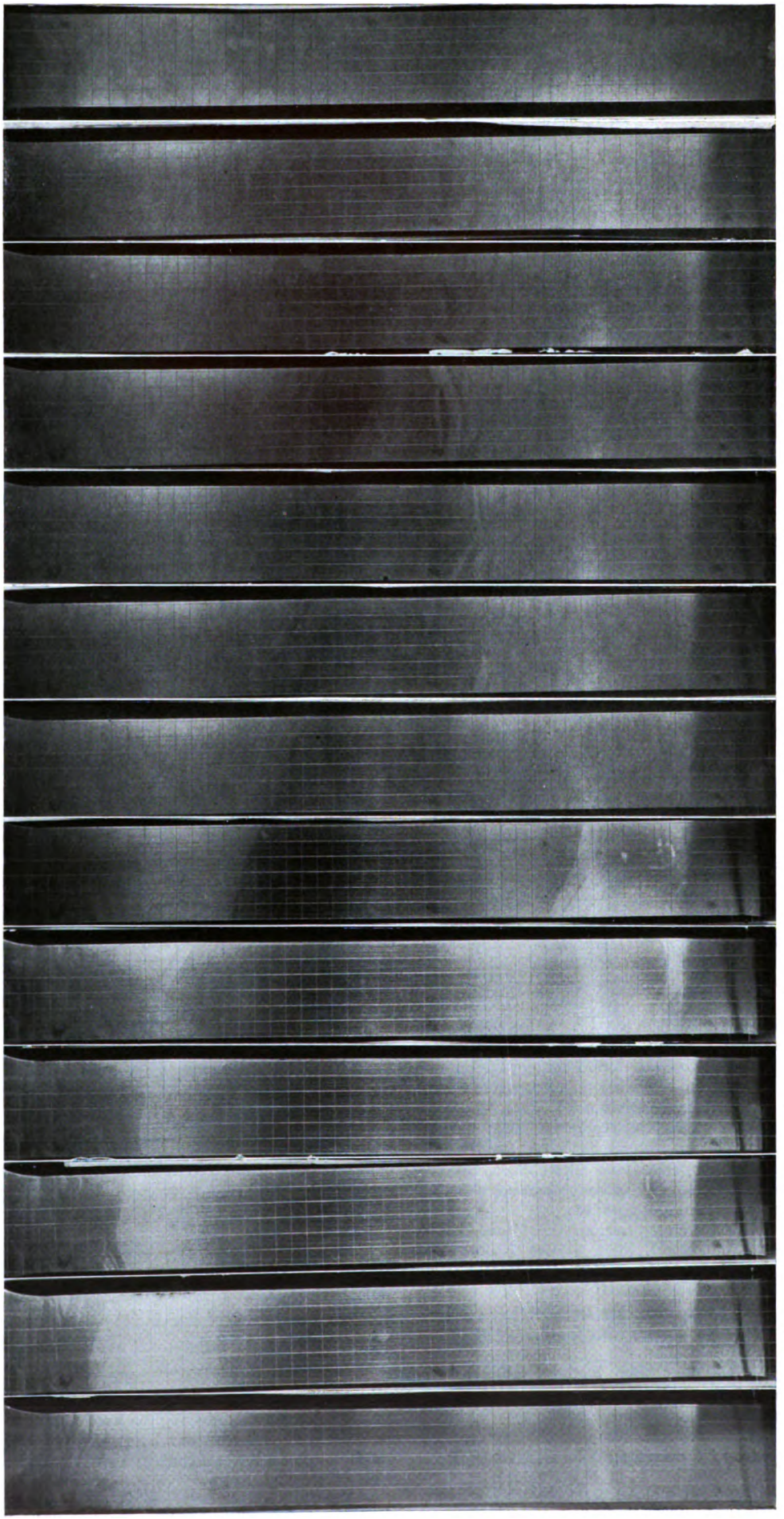


Abb. 13. Ausbreitung der Fließbereiche bei einem Flachstab während des Zugversuchs.

Digitized by Google

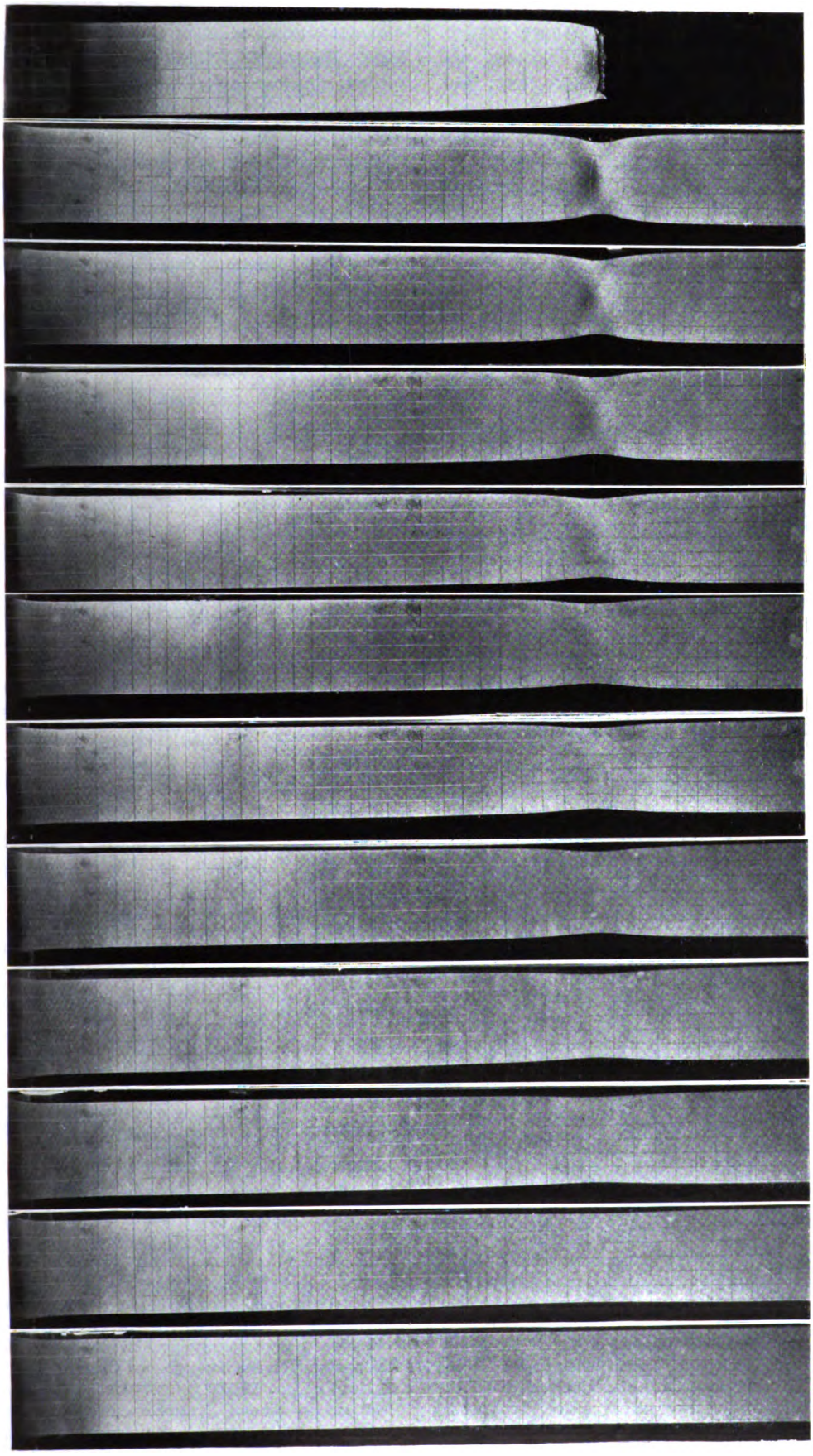


Abb. 13. Ausbreitung der Fließbereiche und Bildung der Einschnürung bei einem Flachstab während des Zugversuchs. (Forts.)

Digitized by Google

Partien matt erscheint[1], einzelne Fließlinien treten jedoch immer stark hervor und bleiben sogar bis zum Bruche erhalten. Auf den weiteren Verlauf der Deformation des Stabes wird später eingegangen werden.

Als Ergebnis des Versuches im Hinblick auf den Deformationsvorgang stellen wir folgendes fest: Das Fließen der Stabteile beim Überschreiten der *E*-Grenze geschieht durch Gleiten der Stabteile längs annähernd ebener Gleitschichten (s. o.). Im Anfang entstehen bei einem Flachstab von Flußeiesn zwei Scharen von Gleitschichten, die zur Stabachse einen Winkel von etwa 45° bilden und auf den Breitseiten annähernd horizontal einfallen (vgl. die schematische Figur 14) und annähernd aufeinander senkrecht stehen. Jedoch tritt wohl infolge nicht völlig symmetrischen Kraftangriffes im allgemeinen nur die eine Schar bevorzugt auf, wie dies in den schematischen Figuren ersichtlich ist. Später, bei weiterer Deformation, verwischt sich der Unterschied. Fast gleichzeitig in der Regel aber erst bei weiterem Verlauf der Deformation treten zwei weitere Scharen von Gleitschichten auf, die auf den erstgenannten ungefähr senkrecht stehen und auf den Breitseiten schräg unter einem Winkel von 30 bis 40° verlaufen. Die Lage dieser Gleitschichten im prismatischen Stab ist in der Figur 14 gekennzeichnet. Da sich die verschiedenen Systeme von Gleitschichten bei der Deformation gleichzeitig betätigen, erfahren die Teilchen des Materials resultierende Verschiebungen, die in der Richtung der Resultierenden der entsprechenden Schubspannungen liegen. Die Richtung der Gleitbewegungen der einzelnen Kriställchen fällt natürlich nicht im allgemeinen mit der resultierenden Richtung der größten Schubspannungen zusammen; doch lassen sich diese Einzelbewegungen zur Zeit noch nicht genügend überblicken. Es steht jedoch fest, daß die Bahn der Gitterbereiche bei Verformung eines Kriställchens als Funktion der Dehnung eine äußerst komplizierte ist[2].

Die Bildung eines Fließgebietes, das sich über den ganzen Querschnitt erstreckt, ist einer kleinen örtlichen Einschnürung vergleichbar und insofern mit einem Lastabfall verbunden; dementgegen wirkt die wahre Verfestigung, die beim Gleiten der Kristallteile gegeneinander auftritt. Je nach dem Verhältnis beider zueinander könnte der Lastabfall kompensiert werden; die kontinuierliche Kurve des Last-Dehnungsdiagramms würde hiernach zwischen der oberen und unteren Grenze aus so vielen einzelnen Stücken zusammengesetzt sein, als Fließgebiete entstehen. Wenn der ganze Stab von Fließschichten durchsetzt ist, tritt eine Laststeigerung ein, da eine jede neue Verschiebung in einem bereits verfestigtem Material vor sich gehen muß. Es ist bekannt, daß die Ausbildung neuer Gleitflächen durch die Blockierung außerordentlich erschwert wird (P. Ludwik, M. Polanyi, G. Masing).

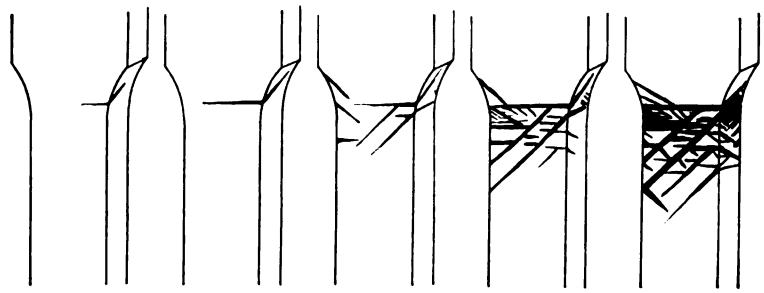


Abb. 14. Auftreten zweier Systeme sich kreuzender Fließfiguren an einem gedehnten Flachstab (schematisch).

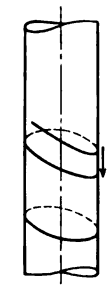


Abb. 15. Ausbildung schraubenförmiger Fließfiguren bei gedehnten Rundstäben infolge Inhomogenität des Materials bzw. exzentrische Kraftwirkung.

b) Rundstäbe.

Bei Rundstäben werden Fließfiguren auch bei gleichem Material weit seltener beobachtet als bei Flachstäben. B. Kirsch (S. 48) behauptet sogar, daß sie gar nicht auftreten. Beim Rundstab findet man neben elliptischen Fließfiguren oft spiralförmige Linien, die man in erster Näherung als deformierte, in der Zugrichtung verzerrte Ellipsen ansehen kann. Diese können leicht durch Störungen des Gleitvorganges entstehen. Ellipsen würde man erhalten, wenn der Fließvorgang in der ebenen Fließschicht in allen Azimuten gleichzeitig entsteht, Schraubenlinien dann, wenn die einzelnen Azimute nacheinander von der Verformung ergriffen werden (Abb. 15). Genauere Untersuchungen darüber liegen noch nicht vor, insbesondere müßte der Einfluß der Exzentrizität und Versuchsgeschwindigkeit neben der etwaigen Äolotropie des Materials berücksichtigt werden.

4. Theorien der Formänderungen im Gebiete I bis II.

Nach P. Ludwik[1] beruht jede bleibende Formänderung auf einer dauernden gegenseitigen Verschiebung der Stabteilchen längs Gleitflächen[2]. Wirksam ist hierbei

[1] Die früheren Beobachter z. B. Kirsch sagen: die Fließfiguren sind verschwunden. In Wirklichkeit haben sich z. B. bei Eisen und Stahl die Fließfiguren so fein verteilt, daß die ganze Oberfläche einheitlich matt erscheint.

[2] Anm. v. d. Korr. Nach einer neuen Theorie der Formänderung von F. Körber u. E. Siebel, Mitt. a. d. K.-W.-I. f. Eisenforschung Abb. 105 u. 106, 1928; sollte, wenigstens im Gebiete starker Deformationen die Formänderung auf zwei gleichwertigen Gleitsystemen vor sich gehen, deren Lage von der mittleren Hauptspannung abhängt. Die Theorie gibt eine befriedigende Erklärung für das Auftreten des Reißwinkels in Flachstäben.

[1] P. Ludwik: Elemente der technologischen Mechanik. 1909.

[2] Ludwik denkt hierbei nicht an kristallographische Gleitflächen, sondern meint die allein durch die Lage der maximalen Schubspannungen im isotropen Material vorgezeichneten Verschiebungsebenen (banale Gleitflächen W. v. Moellendorffs, 1913), vgl. S. 21.

Es sei in diesem Zusammenhang auch auf die grundlegenden Arbeiten von A. Rejtö hingewiesen, z. B. Baumaterialienkunde Jahrg. 1897/98, Bd. II, S. 231 und sein Buch; Prinzipien der theoretischen, mechanischen Technologie der Metalle, das im V. D. J. Verlag in neuer Auflage erschienen ist (1927).

Digitized by Google

die durch die Zugbelastung P hervorgerufene maximale Schubspannung τ_{max}, die in Flächen unter 45° zur Stabchse herrscht. Ihr entgegen wirkt die innere Reibung R, die Ludwik als speziellen Schubwiderstand in der Gleitfläche auffaßt. Die ersten bleibenden Verschiebungen der Teilchen längs der Gleitfläche treten demnach erst dann ein, wenn $\tau_{max} = R$ wird. In Übereinstimmung mit dem Experiment wird die innere Reibung von der Belastung abhängig angenommen, so daß im allgemeinen die Richtung der Gleitflächen mit der Richtung der Flächen der maximalen Schubspannungen einen kleinen Winkel (den Wirkungswinkel ω) einschließt. Für den Zugversuch wird der Winkel der Gleitflächen $= 45° + \omega$. Es treten stets zwei gegen die Hauptspannungsrichtung gleichgeneigte Scharen von Gleitflächen auf. Mit fortschreitender Deformation erfolgt:

1. eine zunehmende spezifische Verschiebung γ der Massenteilchen längs zwei Scharen von Gleitflächen;

2. eine zunehmende relative Verdrehung der Gleitflächen gegen die ursprüngliche Lage. Die Beziehung zwischen innerer Reibung R und spezifischer Schiebung γ beeinflußt das Verhalten des Materials wesentlich, wogegen der Einfluß der Verdrehung β weniger in Erscheinung tritt bzw. ganz verschwindet. Diese Beziehung wird durch die „Fließkurve" charakterisiert, welche man erhält, wenn als Ordinate die innere Reibung: $R = c \frac{^1/_2 P}{f \cdot \sin 2\omega}$, als Abszisse die spezifische Schiebung: γ abgetragen wird ($\gamma = 4{,}6 \log (1 + \lambda)$. Verschiedene Zug-, Druck- und Torsionsversuche ergaben eine übereinstimmende Fließkurve. M. a. W. besagt dies, daß die Verfestigung (bei genügend langsamer Verformung) eine von der Formänderungsart unabhängige Formänderungsfunktion ist.

Eine physikalische Begründung für dieses eigenartige Verhalten der plastischen Werkstoffe ist bisher noch nicht gefunden worden, da kein unmittelbarer Zusammenhang zwischen den banalen Gleitflächen und den kristallographischen Gleitebenen besteht, die für das physikalische Verhalten des Einzelkornes maßgebend sind. Diese banalen Gleitflächen stellen ja in Wirklichkeit ausgedehnte Fließzonen dar, in welchen das Material stark deformiert wird. Es handelt sich danach bei den hier abgeleiteten Gesetzmäßigkeiten um ein mittleres Verhalten einer großen Zahl einzelner Kriställchen, welches einen Mittelwert der inneren Reibung mit einer mittleren spezifischen Schiebung verbindet und über die Konstanten des Einzelkristalles keine Aussagen erlaubt[1]. Die Ludwikschen Ansätze zur Ableitung einer theoretischen Fließkurve werden daher nur bei Einzelkristallen unmittelbar verwendet werden können, wo die fiktiven Gleitebenen tatsächlich über den ganzen Querschnitt der Probe mit den kristallographischen Gleitebenen zusammenfallen. In diesem Sinne hat zuerst J. Czochralski Zugversuche mit Einzelkristallen ausgewertet.

Nach W. v. Moellendorff und J. Czochralski[1] tritt bei Überschreitung der E-Grenze zunächst eine Drehung der Kristallelemente als die absolute erste bleibende Deformationsart auf (Kehrlinien); sie ist vom Kristallsystem abhängig. Dieser Vorgang erzeugt kleine Formänderungen bei spezifisch starker Verfestigung. Bei der S-Grenze treten die Gleitlinien auf, die ebenfalls vom Kristallsystem abhängig sind und als Folge der Verschiebung der Kristallteile gegeneinander zustande kommen. Sie sind mit einer größeren Formänderung aber geringeren spezifischen Verfestigung verknüpft. Bei der Höchstlastgrenze stellen sich die „banalen" Fließlinien ein, die unabhängig von dem Kristallsystem und der Kristalltextur (Korngefüge) allein durch die Kraftrichtung, Probenform und Art des Werkstoffes bestimmt sind. Das weitere „Fließen" bis zum Bruch geschieht durch „fortgesetztes banales Drehen und Gleiten des banalisierten Gesamtgefüges".

Durch diese Analyse des Formänderungsvorganges nach Überschreitung der E-Grenze wurde erstmalig der grundsätzliche Unterschied zwischen den durch die kristallographische Natur des Materials vorgezeichneten „kristallographischen" Gleitebenen und den auch in einem völlig isotropen und nicht kristallinen Material allein unter der Einwirkung eines inhomogenen Spannungszustandes auftretenden „banalen" Gleitflächen klar hervorgehoben. Im einzelnen müssen nach den neueren Erkenntnissen über das plastische Verhalten der kristallinen (quasiisotropen) Materialien diese Vorstellungen verschiedentlich modifiziert werden, da eine selbständige Drehung der Kristallteile gegeneinander infolge ihres Zusammenhanges ohne gleichzeitige Verschiebung und Verzerrung wenig wahrscheinlich ist. Dadurch würde auch die Unterscheidung zwischen „Kehr-" und „Gleitlinien" fortfallen.

Der grundlegende Unterschied zwischen „banalen" und „kristallographischen" Gleitflächen verwischt sich bei kristallinem Material dadurch, daß die Möglichkeiten der Verschiebungen hier durch die kristallographische Natur und Orientierung der Kristalle bereits implizite vorgegeben sind, und daß der inhomogene Spannungszustand sich unter diesen vorgezeichneten Bewegungsbahnen die günstigsten aussucht. Die „banale" Gleitfläche erscheint so als die Summe der in den einzelnen Kriställchen stattfindenden Verschiebungen und ihrer gegenseitigen Lagenänderungen. Infolgedessen ist das Auftreten solcher „banalen" Gleitflächen im Verlauf des Zugversuchs nicht erst nach Überschreitung der Höchstlastgrenze, sondern schon nach Erreichung der E- bzw. S-Grenze zu erwarten.[2]

W. v. Moellendorff und Czochralski (S. 1019) führen die Eigenschaft, daß manche Metalle, besonders Eisen, bei der S-Grenze einen scharfen Knick bzw. Absinken der Last im Zugdiagramm aufweisen, auf einen

Anm. w. d. Korr. In einer kürzlich erschienenen Arbeit G. Sachs unter Annahme einer konstanten wirksamen Schubspannung beim Einzelkristall eine Fließbedingung leitet, die die Abhängigkeit der größten Schubspannung Kristallhaufenwerk von der mittleren Hauptspan- in Übereinstimmung mit den Versuchsergebnissen er- Ein Vergleich von Zugbeanspruchung und Verdrehungs- spruchung bei konstanter wirksamer Schubspannung in Kristallgleitflächen kubisch-flächenzentrierter Kristalle t für Verdrehung eine um 15,5% höhere größte Schub- nung als für Zug oder Druck. G. Sachs, Z. V. d. I. 72, Nr. 22. 1928. S. 734.

[1] Z. V. d. I. 1913. I. S. 1017 ff.

[2] Ähnliche Überlegungen vgl. Nadai, l. c.

Digitized by Google

Zusammenbruch des als steifes Gerippe angenommenen perlitischen bzw. zementitischen Netzwerkes zurück, welcher die eingekapselten weicheren Ferritkörner der Formänderung preisgibt[1]. Versuche von P. Ludwik[2] und R. Scheu bestätigten zunächst diese Annahme, indem sie feststellten, daß knickfreies Eisen (also ohne ausgeprägte *S*-Grenze) entweder fast gar keine oder nur ganz dünne oder aber vielfach unterteilte Zementitadern enthielt, während Eisen mit starken Lastabfällen an der *S*-Grenze stärkere und auch zusammenhängende Zementitadern zeigte. Im gereckten Metall war dieser Zementit an vielen Stellen gebrochen und zerrissen.

Andererseits weist aber ausgeglühtes und gealtertes Elektrolyteisen, das weder Perlit noch Zementit enthält, auch Knick und Abfall bei der *S*-Grenze auf. Ludwik führt dieses eigenartige Verhalten des Eisens auf Umwandlungen (bzw. Löslichkeitsänderungen) zurück[3]. Ebenso konnte auch bei technisch (nicht chemisch) reinem Nickel durch entsprechende mechanische und thermische Behandlung ein deutlicher Knick hervorgerufen bzw. beseitigt werden.[3]

Auch Lorenz[4] nimmt die elastische Deformation als eine Wechselwirkung zwischen innerer Reibung und äußerer Kraft an. Die Umlagerung der Teilchen besteht aus einer Verschiebung und Drehung aus der Ruhelage. Die Verschiebung der Teilchen wird als rein elastisch von so geringem Betrage angenommen, daß sie gegen die Verlängerung durch Hineindrehung der als länglich angesehenen Teilchen in die Kraftrichtung praktisch verschwindet. Der auf das Teilchen entfallende Kraftanteil hat sowohl einen Reibungswiderstand (*R*) wie eine elastische Richtkraft zu überwinden, um das Teilchen in die Kraftrichtung einzustellen.

Unter Annahme einer gleichmäßigen Verteilung der Größe der Reibungskräfte auf die Teilchen, wobei der Höchstwert *R* ist, ergibt sich für den Zusammenhang zwischen Dehnung in Richtung der Stabachse und der augenblicklichen Spannung (*S*) beim Zugversuch die Formel

1. $\varepsilon = \varepsilon_b\left(1 - \sqrt{1 - \left(\frac{\sigma}{\sigma_b}\right)^2}\right)$ für $\sigma \leq 2\sigma_e$,

2. $\varepsilon = \varepsilon_b\left(\sqrt{1 - \left(\frac{\sigma - 2\sigma_e}{\sigma_b}\right)^2} - \sqrt{1 - \left(\frac{\sigma}{\sigma_b}\right)^2}\right)$ für $\sigma \geq 2\sigma_e$.

Alle Spannungen sind auf den ursprünglichen Querschnitt bezogen. Hierbei ist σ_b die Bruchspannung bezogen auf den ursprünglichen Querschnitt, σ_e die Spannung an der *E*-Grenze und ε_b die Bruchdehnung. Die Spannungs-Dehnungskurve wäre demnach im Gebiete $\sigma \leq 2\sigma_e$ eine Ellipse mit dem einen Scheitel im Nullpunkt. Für $\sigma \geq 2\sigma_e$ entsteht eine lemniskatenähnliche Kurve, deren Doppelpunkt auf der Spannungsachse im Abstande $\sigma = \sigma_e$ liegt, und welche die Ellipse im Punkte $\sigma = 2\sigma_e$ berührt. Von hieraus steigt die Spannung noch etwas bis zu einem Maximalwert $\sigma = \sigma_b$ an, wo sie eine horizontale Tangente parallel zur Dehnungsachse besitzt. Für $\sigma < 2\sigma_e$ sind noch nicht alle Teilchen in Drehung versetzt worden, für $\sigma = 2\sigma_e$ fließt das ganze Gebiet.

Eine große Rolle hierbei spielt die maximale Reibungsziffer *R*, die bei Lorenz im engsten Zusammenhang mit der Ausbildung des Bruches steht. $R_m = 0$ entspricht einer reibungslosen Flüssigkeit, $R_m = 1$ etwa einem weichen Metall, $R_m = 2$ einem absolut spröden Körper.

Trotzdem die Lorenzsche Theorie einige Übereinstimmung mit der Erfahrung zeigt, erscheinen ihre physikalischen Voraussetzungen widerspruchsvoll, da der Gesamtbetrag der Dehnung (besonders im Fließkegelgebiet) aus der Drehung der Teilchen in die Kraftrichtung allein nicht abgeleitet werden kann. Man müßte dieselben sonst von vornherein als sehr längliche Gebilde ansehen. Dieses ist aber bei den meisten Metallen sicher nicht der Fall, vielmehr nehmen die Kristalle bzw. Kristallteile die beobachtete längliche Form erst im Verlaufe der Kaltreckung an. Auch der Betrag der Gleitungen überschreitet im Gegensatz zur Annahme von Lorenz weitaus das elastische Maß. Man könnte gegen diese Theorie auch noch einwenden, daß wie bei Ludwik der Begriff der „maximalen" inneren Reibung wegen ihres vektoriellen Charakters in kristallinen Medien nicht physikalisch klargestellt ist. Auch die große Bedeutung, die Lorenz der *E*-Grenze beilegt, erscheint bedenklich, da es in kristallinischen Haufwerken eine bestimmte *E*-Grenze prinzipiell nicht gibt.

Nach Stead[1] verläuft die effektive Spannung als Funktion des Durchmessers nach der empirischen Formel:

$$s = a - b\,d - e^{c\,d - f},$$

worin s die effektive Spannung, d der jeweilige Stabdurchmesser und a, b, c Konstanten sind. Diese Formel stellt eine Kurve dar, die zwischen Streckgrenze und Höchstlastpunkt a (*II*) angenähert als Exponentialkurve gemäß dem Glied $e^{c\,d - f}$ angesehen werden kann. Das Glied $a - bd$ stellt eine Gerade zwischen Höchstlastpunkt und Zerreißpunkt dar, die die Tangente an die Exponentialkurve im Punkte *II* ist (vgl. Abschn. III). Der ursprüngliche Durchmesser wird $= 1$ gesetzt. Unter Vernachlässigung der rein elastischen Abnahme des Durchmessers schneidet die Kurve die Spannungsachse in einer Stelle, die der *E*-Grenze entspricht. Es ist also:

$$s_I = a - b - e^{c - f}.$$

Setzt man ferner die Durchmesserabnahme $\frac{d_0 - d}{d_0}$ oder $1 - d = y$ für $d_0 = 1$, dann lautet die Gleichung:

$$s = s_I + b\,y + e^{c - f}(1 - e^{-c\,y}),$$

die nur noch drei Konstanten enthält. Stead findet für eine große Reihe von Stählen eine sehr gute Über-

[1] Vgl. auch Anm. 3, S. 15.

[2] Z. Metallkunde Bd. 16, S. 207. 1924 und Werkstoffausschuß Ber. Nr. 70, 1925. Vgl. Anm. 3, S. 77.

[3] Anm. w. d. Korr. Über die physikalische Bedeutung der natürlichen Streckgrenze, speziell bei Siliziumbaustahl, vgl. auch neuerdings W. Kuntze und G. Sachs, Z. V. D. I. Nr. 29. 1928. S. 1011 ff.

[4] H. Lorenz: Die Fließkurven fester Körper, Z. techn. Phys. 1921, S. 271.

[1] John Stead: The cold-working of steel with reference to the tensile test. J. Iron Steel Inst. Bd. 107, Nr. 1, S. 377 ff. 1923.

Digitized by Google

einstimmung seiner Formel mit der Beobachtung, wenn die Konstanten passend eingesetzt werden.

In der Abb. 16 (S. 85) sind u. a. die Werte für einen Stab (3 *A*) mit der Kurve

$$s = 266\,810 - 184\,854\,d - \exp.\,(58{,}1838\,d - 47{,}3872)$$

im Gebiete: $d = d_0$ bis $d = 0{,}68\ d_0$ eingezeichnet, aus der die Übereinstimmung über die ganze Meßlänge ersichtlich ist. Bei anderen Stählen zeigen die Steadschen Kurven etwa in der Mitte zwischen Bruch und Höchstlast eine deutliche Abbiegung von der Geraden nach oben. Die weiteren Punkte liegen nach der Ansicht von Stead ebenfalls auf einer Geraden $s = a' - b' \cdot d$, wo die Konstanten denen der anderen Geraden sehr angenähert sind. (Vgl. Abb. 17.)

Eine nähere physikalische Begründung seiner Formel ist von Stead nicht gegeben worden, bei der Verformung soll ein Wahrscheinlichkeitsgesetz maßgebend sein. Den Zerfall der Formel in zwei Glieder deutet er dahin, daß im Gebiete *I—II* (Exponentialglied) die Verformung durch Gleitung der Kristalle längs Gleitflächen (internal slip) stattfindet, während im Gebiete *I—III* (lineares Glied) ein Gleiten der Kristalle längs der Kristallgrenzen (external slip) eintritt. Beide Fälle sollen nach Stead nicht scharf getrennt, sondern zum Teil gleichzeitig auftreten. Das Verhältnis, in dem diese beiden Arten der Gleitung entstehen, hängt im wesentlichen von der Kristallgröße und damit von der Vorbehandlung der Probe ab.

Eine allgemeine Theorie des plastischen Zustandes hat, anfußend auf den grundlegenden Arbeiten von v. Mises[1], Huber[2] und den wichtigen Untersuchungen von Haar und Karman[3], Haigh[4], Prandtl[5] u. a., in neuerer Zeit H. Hencky aufgestellt[6]. Unter Annahme isothermer Zustandsänderungen, wie sie bei sehr langsamen Bewegungen im (quasi) isotropen Material in gewisser Annäherung verwirklicht sind, zeigt Hencky, daß in solchen Fällen stationäre Gleichgewichtszustände im plastischen Material existieren können, wenn dasselbe zugleich als quasiisotrop elastischer Körper und als eine inkompressible, zähe Flüssigkeit aufgefaßt wird. Über den „statischen" (elastischen) Spannungstensor überlagert sich somit ein „dynamischer" Reibungstensor, der durch die Bewegung entsteht. Dabei kann elastische Energie in den Volumenelementen nur bis zu einem gewissen Grade aufgespeichert werden, so daß die elastischen Spannungen

$$(\sigma'_x,\ \sigma'_y,\ \sigma'_z,\ \tau'_{xy},\ \tau'_{yz},\ \tau'_{zx})$$

bzw. Deformationen der Plastizitätsbedingung:

$$A_y = \frac{1}{2G}\left\{\frac{1}{6}[(\sigma'_x - \sigma'_y)^2 + (\sigma'_y - \sigma'_z)^2 + (\sigma'_z - \sigma'_x)^2] + (\tau'_{xy})^2 + (\tau'_{yz})^2 + (\tau'_{zx})^2\right\} = \frac{2}{3}\frac{k^2}{G}$$

genügen müssen. Dabei ist G der Schubmodul und $2k$ die Grenz-, Zug- oder Druckspannung beim einachsigen Spannungszustand. Die Reibungskraft unterliegt dagegen einer solchen Bedingung nicht.

Für den Fall ebener Verzerrungen von inkompressiblen Material ist die von v. Mises-Hencky angenommene Plastizitätsbedingung identisch mit der Hypothese der maximalen Schubspannungen von St. Venant und Guest-Mohr[1,2].

III. Spannungen und Verformungen im Bereich *II* bis *III* (Höchstlast-Bruch).

1. Allgemeines über die Spannungs-Verformungskurve im Gebiete *II—III*.

In dem Diagramm, welches für einen homogenen quasiisotropen Probestab die Beziehung zwischen effektiver Spannung s und Querschnittsverminderung q an der engsten Stelle darstellt, tritt nach Überschreitung der Höchstlast (*II*) ein weiteres Ansteigen der Spannungen mit wachsenden Querschnittsverminderungen ein, welches in erster Linie durch die geometrische Form der Einschnürung (Fließkegel) und in zweiter Linie durch die wahre Erhöhung der inneren Reibung im Material (Kristallverfestigung) zustande kommt. Die geometrisch bedingte Verfestigung ist nur eine scheinbare, während die Kristallverfestigung eine wahre Verfestigung darstellt (v. Moellendorff 1923 und Siebel 1925).[3]

---

[1] R. v. Mises: Mechanik der festen Körper im plastisch formablen Zustand. Nachr. d. Kgl. Ges. d. Wiss. Götting. Math.-Phys. Kl. (1913). S. 582/592.

[2] A. T. Huber: Czasopismo technize, Lemberg 1904.

[3] Haar u. Karman: Götting. Nachr. 1909.

[4] Haigh: Internat. Congr. v. Techn. Mech. 1924.

[5] L. Prandtl: Zeitschr. angew. Math. Mech. Bd. 3, 401. 1923.

[6] H. Hencky: Zur Theorie plastischer Deformationen ang. Math. Mech. Bd. 4. (1924). S. 323. Über das Wesen r plastischen Verformung, Z. V. D. I. Bd. 69. (1925), 695. Über langsame stationäre Strömungen in plastischen ssen mit Rücksicht auf die Vorgänge beim Walzen, essen und Ziehen von Metallen. Z. ang. Math. Mech. l. 5, S. 115. 1925. Hier auch weitere Literaturangaben er die diesbezüglichen Arbeiten.

[1] Die Plastizitätsbedingung in Form der konstanten Gestaltsenergieformel (s. oben) ergibt nach eingehenden Versuchen von E. Lode an Eisenrohren die beste Übereinstimmung mit dem Experiment. Es sei in diesem Zusammenhang erwähnt, daß die wiederholten Lastabfälle, welche bei weichem Flußeisen an der Streckgrenze beobachtet werden (s. oben), nach Lode und Nadai evtl. in einem Wechsel der Plastizitätsbedingung begründet sein könnten insofern, als erst die Schubspannungshypothese, dann die Gestaltsänderungsenergieformel mehr zutrifft. F. Schleicher (Z. ang. Math. Mech. 1926) hat diese Theorie noch dahin erweitert, daß die Gestaltsänderungsenergie zum mindesten bei spröden Materialien noch eine Funktion des mittleren Druckes ist. Weitere Literaturangaben s. a. Nadai l. c.

[2] Anm. w. d. Korr. In letzter Zeit sind weitere wichtige Beiträge zu diesem Problem durch W. Jenne, Räumliche Spannungsverteilungen in festen Körpern bei plastischer Deformation, Diss. Berlin (1928) geliefert worden.

Die Ausdehnung der mechanischen Theorie der plastischen Formänderungen auf anisotrope Kristalle ist neuerdings von R. v. Mises in einer grundlegenden Arbeit: Mechanik der plastischen Formänderung von Kristallen, Z. ang. Math. Mech. Bd. 8 (1928), S. 161/185 unternommen worden. Vgl. auch G. Sachs l. c. (Anm. 1. S. 20.)

[3] Nach P. Ludwik (Z. V. d. I. 70. Bd. S. 379, 1926; Bd. 71, S. 1532, 1927) läßt sich der Einfluß der „Gestaltsverfestigung" durch Einkerbung der Zugproben und damit verbundene Dehnungshinderung bis zu einem gewissen Grade beseitigen. Eingehende neuere Versuche über die „Trennfestigkeit" und ihre Beziehungen zu den üblichen Kennziffern des Zugversuchs vgl. W. Kuntze, Arch. f. d. Eisenhütten. 2. Jahrg. Nr. 2, S. 109. Werkstoffaussch. d. Ver. deutsch. Eisenhüttenl. Nr. 129, 1928.

Digitized by Google

2. Höchstlastbedingung.

Die Erreichung der Höchstlast P_{max} ist bekanntlich durch die Bedingung $dP = 0$[1] (F. Körber) festgelegt. Da nun $P = s \cdot f$ ist, wird:

$$dP = \frac{\partial P}{\partial s} ds + \frac{\partial P}{\partial f} df = f \cdot ds + s \cdot df = 0;$$

mithin gilt für die Kurve Effektivspannung—Querschnittsverminderung die Bedingung, daß in dem der Höchstlast entsprechenden Punkt $\left[\frac{ds}{df}\right]_{\substack{s=s_{II} \\ f=f_{II}}} = \left[\frac{-s}{f}\right]_{\substack{s=s_{II} \\ f=f_{II}}}$ wird, mit anderen Worten, daß die Tangente im Höchstlastpunkt die Richtung: $\operatorname{tg}\alpha = \frac{-s_{II}}{f_{II}}$ hat. Bezeichnet man die Spannung beim Querschnitt $f = 0$ mit f_{IV}, so schneidet die Tangente im Höchstlastpunkt die Ordinate $f = 0$ im Punkt IV s. a. Abb. 1 so, daß

$$\frac{s_{IV} - s_{II}}{f_{IV} - f_{II}} = \operatorname{tg}\alpha = \frac{-s_{II}}{f_{II}} \quad \text{oder} \quad s_{IV} = 2 s_{II}$$

ist. Zu dieser Bedingung gelangten W. v. Moellendorff und Czochralski auf anderem Wege. Sie fanden aus zahlreichen Versuchen, daß die s—q-Kurve zwischen II und III bei mäßiger Reckgeschwindigkeit innerhalb der Versuchsgenauigkeit nahezu geradlinig verläuft und nur bei hoher Geschwindigkeit in der Nähe des Punktes III nach oben abbiegt[2]. Die gerade Linie bedingt das Spannungsgesetz: $\frac{s - s_{II}}{s_{II}} = \frac{f_{II} - f}{f_{II}}$. Hieraus folgt, daß für $f = 0$: $\frac{s_{IV} - s_{II}}{s_{II}} = 1$ oder $s_{IV} = 2 s_{II}$ ist. Die Übereinstimmung ist eine natürliche Folge des Zusammenfallens der Tangente im Höchstlastpunkt an die s—q-Kurve mit der Näherungsgeraden[3].

Während die obige Bedingung: $\frac{s - s_{II}}{s_{II}} = \frac{f_{II} - f}{f_{II}}$ bei beliebiger Gestalt der s—q-Kurve nur in der Nähe des Punktes II gilt, trifft sie nach dem Befund von W. v. Moellendorff längs einem großen Stück der Kurve oberhalb II zu.

Inwieweit die Erreichung der Höchstlast mit dem Beginn der Einschnürung und der Erschöpfung der gleichmäßigen Dehnung zusammenfällt, hängt von ganz bestimmten Voraussetzungen ab. Es muß:

1. das Material absolut homogen sein, so daß tatsächlich für alle Querschnitte die gleiche s—q-Kurve besteht,

2. muß die Maschinengeschwindigkeit bei einer durchweg gleichmäßigen Dehnung des Stabes stets eine gleichbleibende spezifische Deformationsgeschwindigkeit aller Stabteile erzeugen[1].

Wenn auch diese Voraussetzungen in vielen Fällen in der Praxis zutreffen mögen, so beobachtet man doch in der Regel, daß die örtlichen Einschnürungen oft vor Erreichung der Höchstlast eintreten, und daß die gleichmäßige Dehnung auch nach dem Punkte II nicht plötzlich aufhört, sondern allmählich abklingt. Grundsätzlich sind die örtliche Einschnürung und die gleichmäßige Dehnung nicht voneinander verschieden, sondern nach dem in den Ausführungen in Kapitel über Fließbereiche Gesagten muß man sich auch das „gleichmäßige" Fließen als reine ruckweise Folge von Fließbereichen längs banaler Gleitflächen, also als eine sukzessive Folge von örtlichen Einschnürungen vorstellen. Bei genügend kleiner Größe dieser Fließbereiche erscheint der ruckweise Vorgang kontinuierlich. Solange noch nicht alle Teile des Stabes bleibend verformt sind, müssen sich die kleinen örtlichen Einschnürungen wieder ausglätten, da die benachbarten noch unverformten Kristallpartien weniger fest sind als die bereits verformten. Erst wenn alle Kristalle bleibend verformt sind, kann eine einmal gebildete Einschnürung sich weiter vertiefen. Das Auftreten einer einzigen bleibenden örtlichen Einschnürung ist daran geknüpft, daß in dem am meisten beanspruchten Stabteil (Mitte) zufällig nur eine Homogenitätsstelle vorhanden ist. Sonst bilden sich mehrfache Einschnürungen aus, wobei der erste Augenblick entscheidend ist.

Das Bestehen einer gleichmäßigen Dehnung neben der örtlichen Dehnung ist wohl auf den Einfluß der Stabköpfe zurückzuführen, durch welche der Probestab einen vom Kopf nach der Mitte zu sich verjüngenden Querschnitt annimmt.

Die Einschnürung beeinflußt auch die entfernteren Stabteile bis zu den Köpfen hin, da infolge des Materialzusammenhanges die Kontraktion allmählich abklingt und wegen der Volumenkonstanz notwendigerweise eine entsprechende Dehnung dieser Stabteile entsteht. Da (s. später) die Querschnittsverminderung in den von der Einschnürung etwa um 2 bis 3 d entfernten Teilen nur gering ist, so ist wegen der Volumenkonstanz auch die Zunahme der Dehnung der betroffenen Stabteile sehr klein und annähernd gleichförmig. Aus diesen Ausführungen ist zu folgern, daß ein Höchstlastpunkt, mathematisch aufgefaßt, nicht existiert, sondern daß nach Maßgabe der noch eintretenden „gleichmäßigen" Nachdehnungen nur ein „Höchstlastgebiet" besteht, wie es auch die Erfahrung bestätigt.

---

[1] Implizite ist diese Bedingung bereits in der Arbeit von v. Moellendorff und Czochralski 1913 enthalten. Ludwik als erster hat die Überschreitung der Höchstlast mathematisch durch die Bedingung $\frac{dP}{df} = s + f \frac{ds}{df} = 0$ festgelegt.

[2] Diesen Befund haben Hauser (1913) und F. Koerber durch systematische Versuche (1922) bestätigt.
(F. Körber, Verfestigung und Zugfestigkeit. Ein Beitrag zur Mechanik d. Zerreißversuchs. Mitt. K. W. I. f. Eisenforschung, Bd. 3, (1922), St. Eisen, Bd. 42, (1922 1), S. 365/70.

[3] Denkt man sich die beiden Punkte P_{II} und P unendlich nahe zusammenfallend, so wird: $\frac{s - s_{II}}{f - f_{II}} = \operatorname{tg}\alpha = \frac{1 - s_{II}}{f_{II}}$. Das bedeutet die Gültigkeit der Höchstlastbedingung im Punkte II (s. oben).

[1] P. Ludwik hat den Einfluß der Deformationsgeschwindigkeit bereits 1909 erörtert. Siehe auch Ludwik und Scheu: Stahleisen 1923, S. 999/1001. Besonders eingehend hat sich W. Kuntze mit diesem Problem experimentell befaßt. Vgl. z. B. W. Kuntze, Einfluß verschiedener Belastungsgeschwindigkeiten auf Festigkeit und Formänderung von Flußeisen. Mitt. Staatl. Mat. Prüf. Amt (1924 III/IV) S. 33; ders. Verfrühte Einschnürungen, ebda. S. 25; ders. Spannungsverteilung im Fließkegel, ebda. S. 1 und 1925 III/IV. S. 30. Vgl. auch W. Kuntze u. G. Sachs l. c.

Digitized by Google

3. Über empirische Formeln für den Verlauf der s—q-Kurve im Gebiet *II*—*III* (—*IV*).

Der Verlauf der s—q-Kurve ist zuerst von P. Ludwik[1] rein qualitativ beschrieben worden, wobei er bemerkt, daß nach Erreichung der maximalen Belastung die effektive Zugspannung fast um das Doppelte wächst. W. v. Moellendorff hat zuerst den annähernd geradlinigen Verlauf der s—q-Kurve vom Punkte *II* an (bei genügend langsamen Reckgeraden) empirisch erschlossen[2] (Z. V. D. I.) und die Bedingung: $s_{IV} = 2\,s_{II}$ festgestellt, der auch die Ludwikschen Beobachtungen gerecht werden (vgl. Abb. 16). F. Koerber findet die Ergebnisse von v. Moellendorff bestätigt und leitet sie aus der Höchstlastbedingung mathematisch ab. Zusätzlich findet Koerber, daß der Punkt beginnender Einschnürung häufig mit dem Beginn geradlinigen Verlaufes zusammenfällt.

Schon v. Moellendorff und Czochralski erkannten die Abweichungen der s—q-Kurve von der Geraden im Gebiete nahe *III* und führten sie auf den Einfluß der Reckgeschwindigkeit zurück, durch welche die Viskosität des Stoffes beeinflußt wird. Die Kurve sollte in diesem Gebiet annähernd nach logarithmischem Gesetz verlaufen[3].

Auch von F. Koerber (l. c.) wurde diese Abbiegung von der Geraden in Abhängigkeit von der Geschwindigkeit weitgehend bestätigt. Trotzdem halten beide Autoren an der exakten Gültigkeit des geradlinigen Verlaufs der s—q-Kurve fest, falls man nur Gleichgewichtszustände, also praktisch unendlich langsame Belastungssteigerungen vorsieht. Dieser Annahme können wir uns nicht unbedingt anschließen, da durch lang dauernde Versuche mit Cu-Stäben[4], wobei die Einstellung des Gleichgewichts jeweils bis zu 20 bzw. 30 Minuten abgewartet wurde, keine größere Annäherung an die Gerade ergaben als die Versuche mit normaler Maschinengeschwindigkeit. Auf diesen Punkt wird S. 86 näher eingegangen.

Die Formel von Stead:

$$s = a - b\,d - e^{c\,d - f}$$

legt den Spannungsverlauf im Gebiet zwischen *II* und *III* als gerade Linie an, entsprechend dem Glied: $(a - b\,d)$. Bei größeren Querschnittsverminderungen hat Stead auch das Abweichen nach *III* von der Geraden bemerkt. Er nähert diese einer neuen Geraden an, die unter einem anderen Winkel verläuft, was durch ein neues Glied: $(a' - b'\,d)$ dargestellt wird.

Stead trägt die Spannungen in Abhängigkeit vom Durchmesser (nicht vom Querschnitt) auf (vgl. Abb. 16). Dadurch erreicht er, daß die Abweichung nahe *III* nicht so stark auftritt wie bei v. Moellendorff, muß aber den Nachteil mit in Kauf nehmen, daß *II* nicht auf der Geraden liegt, sondern noch in dem gekrümmten Gebiet ($e^{c\,d - f}$).

[1] P. Ludwik (Elemente der technologischen Mechanik 1909. S. 19, Anmerk. 15).
[2] W. v. Moellendorff: Z. V. d. I. 1913. S. 1014.
[3] de Andrade: Phys. Inst. 1910, S. 709.
[4] Diese Versuche wurden gemeinsam mit Herrn Kuntze im Staatl. Mat. Prüfungsamt ausgeführt.

Eine andere Funktion für die s—q-Kurve ist von E. Siebel[1] vorgeschlagen worden gemäß der Formel:

$$s = s_{II} + \beta \ln \frac{f_{II}}{f}.$$

Hierbei wird als Maß der Kaltreckung das verdrängte Volumen pro Volumeneinheit genommen. Die Spannung s verläuft als Funktion von $\ln \frac{f_{II}}{f} = \ln \frac{1}{1 - q}$ zwar im Gebiete nahe *III* geradlinig, aber nicht mehr im Gebiete nahe *II*, so daß die Höchstlastbedingung wie auch bei Stead in keinem einfachen Zusammenhang mit der geometrischen Form der s—q-Kurve steht (vgl. Abb. 16).

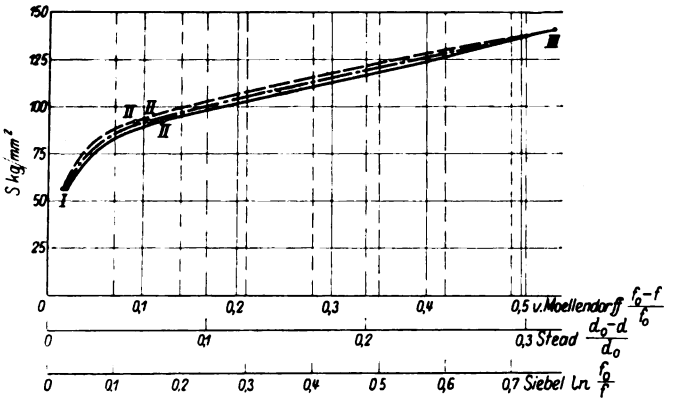


Abb. 16. Vergleich der Kurven: Effektivspannung — Querschnittsverminderung (bzw. Durchmesserabnehmer) im ganzen Bereich *I* bis *III* nach den empirischen Formeln von W. v. Moellendorff (———), Stead (- · - · -), Siebel (- - - -).

Der Vergleich der verschiedenen funktionalen Zusammenhänge zwischen Spannung und Verformung beim Zugversuch ergibt, daß die formulierten Gesetzmäßigkeiten wohl nur den Charakter von Näherungen haben, da sie jeweils nur einen beschränkten Teil der Verfestigungskurve innerhalb der Fehlergrenzen genau wiedergeben.

Am besten übersieht man den Verlauf der Näherungskurven, wenn man die Formeln nach Potenzen von $q = 1 - \frac{f}{f_{II}}$ entwickelt. Die Reihen konvergieren unbedingt für $0 < q < 1$, also für alle reellen q-Werte.

v. Moellendorff:

$$s = 2\,s_{II} - s_{II}(1 - q) = s_{II}(1 + q).$$

Siebel:

$$s = s_{II} + \beta \ln \frac{f_{II}}{f} = s_{II} + \beta\left(q + \frac{q^2}{2} + \frac{q^3}{3} + \frac{q^4}{4} + \ldots\right)$$

also wenn wir $\beta = s_{II}$ annehmen:

$$s = s_{II}\left(1 + \ln \frac{f_{II}}{f}\right) = s_{II}\left(1 + \ln \frac{1}{1 - q}\right)$$

$$= s_{II}(1 + q) + s_{II}\left(\frac{q^2}{2} + \frac{q^3}{3} + \ldots\right).$$

Stead:

$$s = a - b\sqrt{\frac{f}{f_{II}}} = s_{II}(1 + q) + s_{II}\left(\frac{q^2}{4} + \frac{q^3}{8} + \frac{5}{64}q^4 + \ldots\right)$$

oder

$$s = 3\,s_{II} - 2\,s_{II}\sqrt{1 - q}$$

bei Annahme von

$$a = 3\,s_{II}; \quad b = 2\,s_{II}.$$

[1] E. Siebel: Über die Kaltverformung kristallin bildsamer Körper, Z. Phys. (1923), S. 20. Bd. 8.

Digitized by Google

Die v. Moellendorffsche Formel stellt somit das Näherungsglied 1. Ordnung dar, die Steadsche Kurve weicht etwas weniger wie die von Siebel mit wachsender Querschnittsverminderung von der Geraden nach oben ab, wie es im Einklang mit der Beobachtung steht und auch aus der Abb. 17 klar zutage tritt.

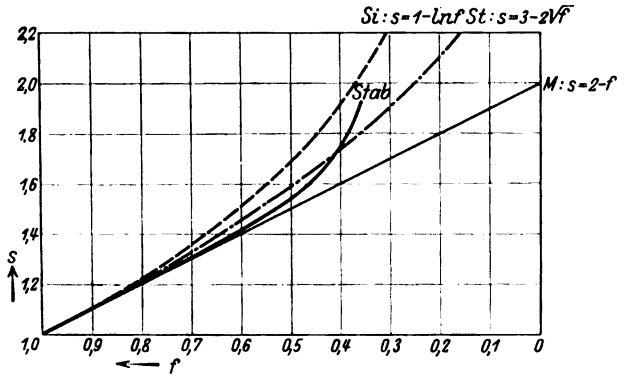


Abb. 17. Vergleich der Kurven der Spannungszunahme im Fließkegel (Bereich *II* bis *III*) nach den Formeln von W. v. Moellendorff (*M*), Stead (*St*) und Siebel (*Si*) mit der Messung (*Stab*). (f = effektiver Querschnitt, da f_{II} und $s_{II} = 1$ gesetzt sind.)

4. Diskussion der empirischen Spannungskurven vom Standpunkt der Henckyschen Theorie.

Diese verschiedenen Interpretierungen der empirischen Spannungskurve im Gebiet *II—III* können überschlägig vom Standpunkt der Henckyschen Theorie diskutiert werden. Der Geschwindigkeitseinfluß ist nach dieser Theorie vor allem für die beobachteten Abweichungen verantwortlich zu machen.

Der Einfluß der Versuchsgeschwindigkeit erscheint nach der Theorie von Hencky (s. o.) verständlich: Belastet man einen quasiisotropen, plastischen Probestab, der das von Hencky angenommene Verhalten aufweist, d. h. keine echte Verfestigung beim Zugversuch erleidet, mit einer konstanten Last: $P = s \cdot f_{II}$, so ist nach Hencky, wenigstens bei angenähert gleichförmiger Dehnung, die Spannung in allen Körperpunkten gleich und als Funktion der inneren Reibung ($\varkappa$) und der Deformationsgeschwindigkeit $\frac{\partial \dot{\omega}}{\partial z}$ in der Form:

$$s = 2k + 3\varkappa\left(\frac{\partial \dot{\omega}}{\partial z}\right)$$

gegeben ($2k$ = Konst.). Entsprechend der hieraus folgenden exponentiellen Abnahme des Stabdurchmessers mit der Zeit ist die effektive Spannung (s) mit der Querschnittsverminderung $\left(q = 1 - \frac{f}{f_{II}}\right)$ durch die Formel: $s = \frac{s_{II}}{1-q}$ verknüpft und verläuft wie in Abb. 18a. Es würde danach die effektive Spannung (s) bei konstanter Last (P) zuletzt unendlich groß werden, was nur dadurch kompensiert werden kann, daß die Deformationsgeschwindigkeit $\left(\frac{\partial \dot{\omega}}{\partial z}\right)$ ebenfalls unendlich wird, falls in jedem Augenblick ein stationäres Gleichgewicht bestehen soll. Die Kurve: $s = \frac{s_{II}}{(1-q)}$ hat als Tangente im Höchstlastpunkt die v. Moellendorffsche Gerade: $s = s_{II}(1+q)$ (vgl. Abb. 18a). Da sich nun bei der üblichen Ausführung des Zugversuches in keinem Augenblick der Stab so verhält, als wenn er völlig frei wäre, weil die Dehnungsgeschwindigkeit willkürlich gewählt wird, so kann es sich wenigstens bei stärkeren Querschnittsabnahmen nicht um wirkliche Gleichgewichtszustände handeln[1].

Andrerseits ergibt sich aus den Henckyschen Formeln, daß die Last linear mit der Querschnittsabnahme abfallen muß, wenn der Stab frei mit konstanter Deformationsgeschwindigkeit im Höchstlastpunkt $\left(\frac{\partial \dot{\omega}_{II}}{\partial z}\right)$ gedehnt würde (vgl. Abb. 18b). Auch in der Maschine kann der beobachtete Lastabfall bei konstanter Dehnungsgeschwindigkeit in dieser Weise gedeutet werden. Die effektive Spannung sollte unter den gemachten Voraussetzungen konstant gleich der Höchstlastspannung $\left(s_{II} = 2k + 3\varkappa\frac{\partial \dot{\omega}_{II}}{\partial z}\right)$ sein, und somit von der Querschnittsverminderung (q) überhaupt nicht abhängen (vgl. Abb. 18a). Zwischen diesen beiden Grenzfällen sind nun je nach der Versuchsausführung und dem Verhältnis der Dehnungsgeschwindigkeit $\left(\frac{\partial \dot{\omega}_{II}}{\partial z}\right)$ zur inneren Reibung ($\varkappa$) alle Übergangsformen der s—q-Kurve denkbar. Daß trotzdem eine Konstanz der effektiven Spannungen bei zunehmender Querschnittsabnahme nicht beobachtet wird, kann wohl nur daran liegen, daß die Querschnittsabnahme nicht wie vorausgesetzt gleichmäßig über die ganze Stablänge erfolgt, sondern in Form der örtlichen Einschnürung auftritt. Sie ruft dadurch einen inhomogenen mehrachsigen Spannungszustand hervor, der mit wachsender Einschnürung eine ständige spezifische Erhöhung der Spannung erfordert, wenn der gleiche Dehnungseffekt erzielt werden soll. Es wird ja ständig ein Teil der geleisteten Arbeit verbraucht, um die örtliche Einschnürung zu erzeugen.

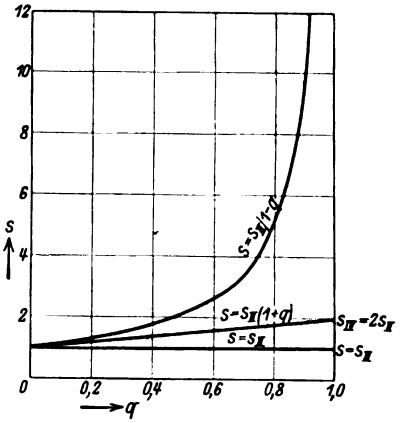


Abb. 18a. Einfluß der Deformationsgeschwindigkeit auf den Verlauf der Effektivspannung (s) als Funktion der Querschnittsverminderung (q).

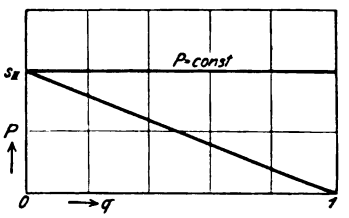


Abb. 18b. Theoretisches Spannungsdiagramm bei konstanter Deformationsgeschwindigkeit des Stabes.

Somit ist ersichtlich, daß der Spannungsanstieg im Fließkegel unter den gemachten Voraussetzungen im wesentlichen durch die geometrische Ausbildung der neuen Form bedingt ist. Wieweit dabei die echte Kristallverfestigung hinzutritt, soll hier nicht entschieden werden. Die v. Moellendorffsche Gerade würde danach als ein unterer Grenzzustand des durch

[1] Vgl. auch W. Tafel: Beitrag zur Frage der Verfestigung beim Zug- und Druckversuch. Ann. Physik (4) Bd. 78, S. 486. 1925.

Digitized by Google

ie Geometrie des Fließkegels erzeugten Spannungszu-tandes deutbar sein. Die anderen Formeln stellen dann Zwischenzustände zwischen diesem und dem Fall der öllig freien Dehnung dar, die sich den gegebenen äußeren erhältnissen angepaßt haben und daher keine so all-emeine Gültigkeit beanspruchen können.

Diese Erwägungen führen zu der Annahme, daß die uf Grund eines reichen experimentellen Materials von . Moellendorff und Czochralski seinerzeit auf-efundene „Universalität" des Spannungsanstiegs im ließkegel in erster Näherung durch einen in der Ver-uchsausführung des Zugversuchs begründeten „uni-ersellen" geometrischen Verformungsmechanismus ihre ndamentale Ursache hat, worauf zuerst W. v. Moel-ndorff (1923)[1] aufmerksam gemacht hat.

Im demnächst erscheinen-n zweiten Teil der vorlie-nden Arbeit soll diese Frage ne nähere theoretische Un-rsuchung erfahren.

Inhomogenität der Ver-rmung im Gebiet *II—III*.

Das Gebiet *II—III* ist im Zugversuch dadurch aus-zeichnet, daß die bis dahin er die ganze freie Stab-nge als gleichförmig voraus-setzte Querschnittsvermin-rung sich auf eine irgendwie zu prädestinierte Stelle be-hränkt und so zur Bildung r örtlichen Einschnürung ließkegel) führt. Berück-htigt man den Einfluß der nspannung (vgl. S. 11), so llte man erwarten, daß se örtliche Einschnürung i einem völlig quasiisotropen und homogenen Material der Stabmitte auftritt, da hier der Querschnitt am einsten ist und sich dem im Idealfalle vorhandenen am eisten nähert (s. S. 11)[2]. Tatsächlich verursachen oft e im Material stets vorhandenen Inhomogenitäten ein bweichen von der Regel, unter Umständen können so-r mehrfache Einschnürungen auftreten (z. B. bei Zink). ie im Kap. II 3 a) gemachten Ausführungen über den nfluß der Kristalltextur und Korngröße auf die pla-sche Verformung gelten hier in verstärktem Maße, bei die Natur und Vorbehandlung des Werkstoffes ne maßgebende Rolle spielt.

a) Beobachtungen an Rundstäben.

Aus der Abb. 19 ist die allmähliche Ausbildung der tlichen Einschnürung an einem gewalzten und aus-geglühten Rundstab von Aluminium (99,5%) zu erkennen[1]. Die beiden in genügendem Abstand von der Einspannung nahezu zylindrisch gedehnten Stabhälften gehen allmählich in konvexe Rotationskörper über, die in der Nähe der größten Einschnürung durch einen konkaven Teil verbunden sind. Der Krümmungsradius dieses Teiles nimmt mit wachsender Einschnürung mehr und mehr ab, bei manchen Materialien (Plastilina und Blei) werden dabei die Stabhälften zu scharfen Spitzen ausgezogen („Fließkegel"). In der Regel tritt aber, wie hier beim Al-Stab ein vorheriger Bruch auf.

Bei genauerer Betrachtung des Deformationsvorganges zeigen sich an den Stellen der engsten Einschnürung angenähert spiralförmige „banale" Fließzonen unter fast rechten Winkeln, längs welchen oft in der Nähe des Bruches feine Risse bemerkbar sind (s. Abb. 20). Auch bei Versuchen mit Plastilina kann dieser Vorgang beobachtet werden, wie die Abb. 21 zeigt, hier ergibt sich gleichzeitig eine beträchtliche Abhängigkeit der Bildung dieser Risse von der Deformationsgeschwindigkeit.

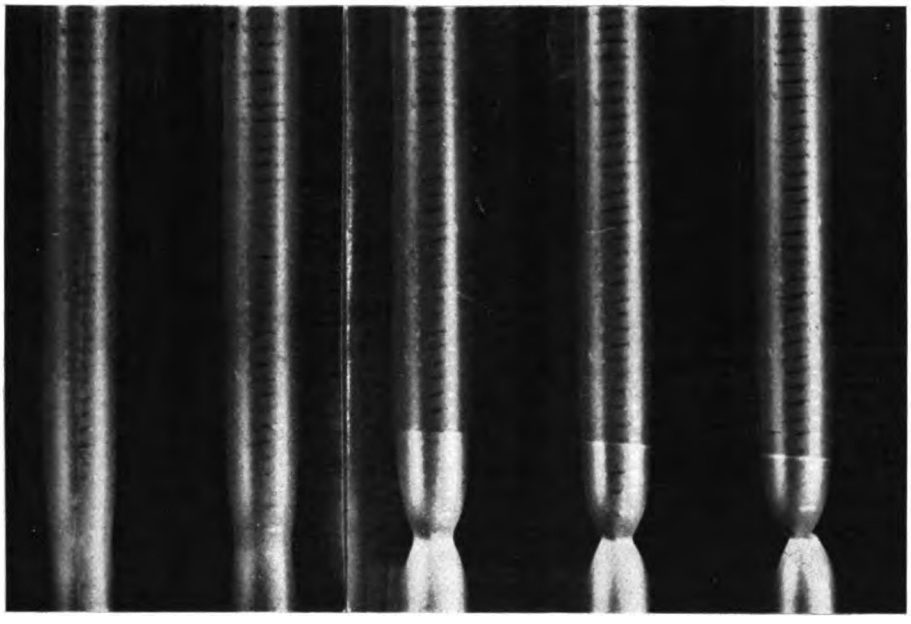


Abb. 19. Bildung des Fließkegels an einem Aluminium-Rundstab beim Zugversuch.

Diese Erscheinungen deuten darauf hin, daß auch bei der Bildung der örtlichen Einschnürung im Prinzip die gleichen inneren Durchbewegungen des Materials stattfinden, wie im Gebiet *I—II*, so daß auf die allgemeinen Verhältnisse der plastischen Verformung hier nicht weiter eingegangen zu werden braucht. Während bis zur Erreichung der Höchstlastgrenze noch deutlich zwischen bereits deformierten und noch nicht deformierten Stabbereichen unterschieden werden kann, macht sich im Gebiete des Fließkegels eine viel stärkere Durchbewegung des Materials geltend, so daß hier keine nur elastisch verformten Stabteile mehr existieren.

Mit W. v. Moellendorff kann angenommen werden, daß in einem idealen Stab bei Erreichung der Höchstlast die größtmöglichste Parallelorientierung der Kristallbereiche (Gleitpakete) eingetreten ist. Bei einem

[1] W. v. Moellendorff: Der Spannungsanstieg im Fließ-el weichgeglühter, vielkörniger, beim Zugversuch lang-n kaltgereckter Metallzerreißstäbe. Mitt. Staatl. Mat. uf. Amt (1923 III/IV), S. 51.

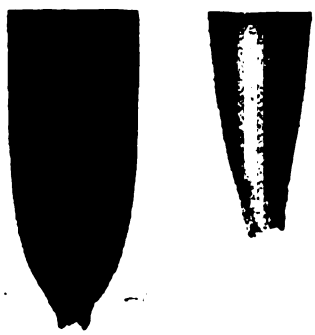
[2] Vgl. auch W. Tafel: Über das Fließen und die inneren annungen bei gedrückten und gezogenen Stäben. Stahl-n 1914, S. 480 u. 574.

[1] Die hellen Stellen im Bild sind durch störende Reflexe entstanden.

Digitized by Google

normalen Probematerial sollte sich eine im Punkte *II* evtl. noch nicht völlig erreichte Homöotropie noch nach der Höchstlast durch weitere gleichmäßige Dehnung (neben der örtlichen Dehnung) dem Idealzustand annähern. Vielleicht hängt dies mit der Tatsache zusammen, daß oft praktisch an Stelle eines Höchstlastpunktes ein endliches Höchstlastgebiet zu beobachten ist (vgl. S. 84). Diese Paralleltextur geht im Bereiche des Fließkegels wahrscheinlich in eine andere Deformationstextur über, bei der sich die Kristallbereiche nunmehr unter verschiedenen Winkeln zur Stabachse einstellen, wie sie bei gezogenen Drähten beobachtet wurde[1]. Eine nähere Untersuchung ist im Leipziger Mineralogischen Institut im Gange.

Abb. 20. Fließkegel eines Kupferstabes nach dem Bruch. (Schraubenförmige Bruchflächen und gesetzmäßige Rißzonen an der Bruchstelle.)



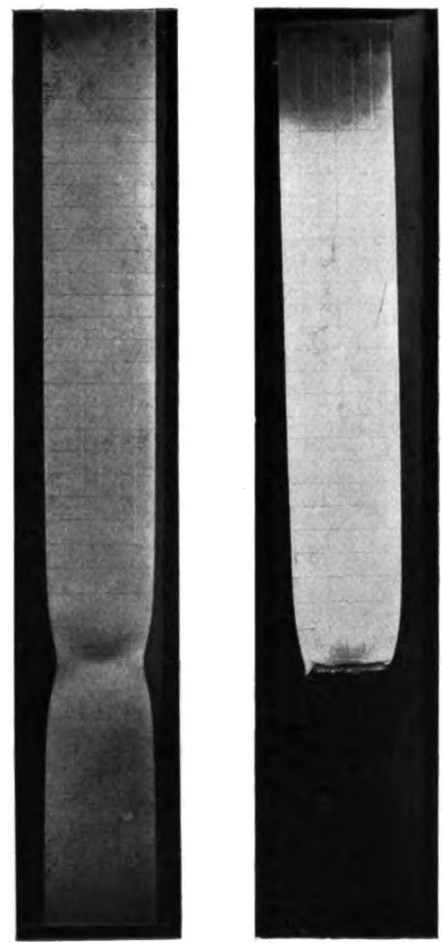
a b

Abb. 21. Einfluß der Deformationsgeschwindigkeit auf die Ausbildung des Fließkegels bei Plastilina. (Gesetzmäßige Rißbildung in der Nähe des kleinsten Querschnittes.)
a. Langsam zerrissen.
b. Schnell zerrissen.

b) Beobachtungen an Flachstäben.

Von der Inhomogenität des Verformungszustandes kann man sich bei der Betrachtung der verschiedenen Stadien des Zerreißversuches bei Flachstäben besonders schön überzeugen. In Abb. 22 ist die Ausbildung der Einschnürung bei dem schon in Kap. II 3 besprochenen Flachstab aus Flußeisen wiedergegeben. Man erkennt an dem eingeritzten Liniennetz, wie sehr die Einschnürung hier auf einen relativ kleinen Stabteil beschränkt bleibt, so daß sich der Deformationszustand in den angrenzenden Teilen nur sehr wenig ändert. Aus der Krümmung der Querlinien geht hervor, daß die äußeren Stabteile im Bereiche der örtlichen Einschnürung stärker gedehnt werden als die in der Nähe der Stabachse liegenden Teile. Die Dehnung in der Stabachse ist daher anscheinend ein relatives Minimum. Dadurch erklärt sich auch die Erscheinung, daß die beiden Hälften eines zerrissenen Flachstabes beim Zusammenlegen in der Mitte auseinanderklaffen[2].

Die Längsfasern des Flach- (und wohl auch Rund-) Stabes erfahren im Fließkegel eine von der Stabachse nach den Randpartien hin zunehmende Verkrümmung, wie die Abb. 22 zeigt. Daß diese Verkrümmungen nicht auf die Oberfläche beschränkt sind, läßt die Abb. 23 erkennen, die die Fryschen Kraftwirkungslinien bei einem längsgeschnittenen Stab zeigt. Auffällig ist bei Flachstäben das Verhalten des Materials in der Mitte der Einschnürung. Gemäß Abb. 22a bildet sich hier eine Art sattelförmige Vertiefung aus, an den Rändern dagegen zwei Wülste. Würde man die Stellen gleicher Dicke verbinden, so entstünde die in Abb. 24 gezeichnete kreuzförmige Kontur. Das Ganze macht den Eindruck, daß beim Flachstab die Fließkegelbildung prinzipiell in ähnlicher Weise stattfindet wie beim Rundstab, wobei aber in der Nähe der Kanten eine Versteifung eintritt, so daß dort die Einschnürung im Vergleich zu den mittleren Teilen zunächst zurücktritt (vgl. Abb. 25b, welche einen Flachstab von der Seite gesehen zeigt). In der Tat ähnelt der Fließkegel durchaus dem eines Rundstabes, wenn man von den beiden seitlichen Wülsten absieht.



a b

Abb. 22. Verschieden starke Dehnung der Außen- und Innenzonen eines Flachstabes.
a. Kurz vor dem Bruch. b. Nach dem Bruch.

[1] E. Schmid und G. Wassermann: Z. Physik Bd. 42, S. 779. 1927.

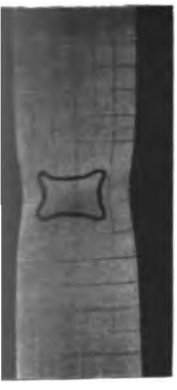
[2] A. Martens: Handbuch der Materialienkunde. Gleiche Beobachtungen hat Howard schon früher an Rundstäben gemacht (Iron Age 1890, S. 585). — P. Ludwik: Die Bedeutung des Gleit- und Reißwiderstands für die Werkstoffprüfung. Z. V. d. I. Bd. 71, Nr. 44, S. 1532. 1927. Vgl. bes. Fig. 4 d. Orig.

Digitized by Google

Um zu zeigen, daß im Gebiete der Einschnürung der Mantel weniger stark verformt wird als der Kern, wurde aus verschiedenfarbigem Plastilin ein Stab derart angefertigt, daß der Kern aus grauem, der Mantel aus blauem Plastilin bestand[1]. Der Stab wurde dann zerrissen, ein Längsschnitt durch die Achse gemacht, die Konturen ausgemessen und das Verhältnis des Kernquerschnittes an dem gesamten Querschnitt des Stabes in verschiedenen Entfernungen vom Bruch bestimmt und aufgetragen (s. Abb. 26). Es zeigte sich, daß von dem Beginn sichtbarer Einschnürung ab der Kern merklich zurückbleibt[2], um bei einem Punkte, der dem Wendepunkt der Konturkurve entspricht, wieder etwas anzusteigen.

b. 23. Krümmung der Längsern eines Rundbes beim Zugsuch. (Nach yscher Ätzung eines Längsschnittes.)

Einen Gesamtüberblick über das inhomogene Verhalten eines quasiisotropen, feinkörnigen Materials beim Zugversuch liefert die Abb. 27 eines bis zum Bruch gereckten Flußeisenflachstabes (vgl. Abb. 25). In den Stabteilen außerhalb der örtlichen Einschnürung treten deutlich die in Kap. II beschriebenen verschiedenartigen Systeme von Fließzonen auf, wobei aber die hauptsächliche Verformung durchaus auf die äußeren Partien beschränkt zu sein scheint (vgl. besonders die Seitenansicht Abb. 25 b). Ferner sieht man, wie der Fließkegelbereich dadurch ausgezeichnet ist, daß die in den stehengebliebenen Teilen noch deutlich unterschiedlichen und makroskopischen Fließbereiche in der Einschnürung (insbesondere in den beiden Wülsten) äußerst fein unterteilt werden, so daß Gleitlinien nicht mehr mit bloßem Auge erkennbar sind. Ein ganz entsprechendes Verhalten ergab sich bei der Unterscheidung verschiedener Teile dieses Stabes mit Hilfe der Fryschen Ätzung (Abb. 28). Man sieht hier, wie die Fließbereiche je nach ihrem Einfallen auf die Schnittebenen unter verschiedenen Winkeln geneigt sind und wie sich in Übereinstimmung mit dem in Kap. II Gesagten wieder vier Systeme von Gleitflächen kennzeichnen. Auch hier ist in den mehr gleichmäßig gereckten Stabteilen die wesentlich stärkere Beanspruchung der Rand- gegenüber den Kernpartien zu erkennen, dagegen erscheint im engsten Querschnitt der Kern nicht weniger verformt wie die Außenzonen.



b. 24. Entstehen r kreuzförmigen ve gleicher Matedicke im Mittelteil r Einschnürung.

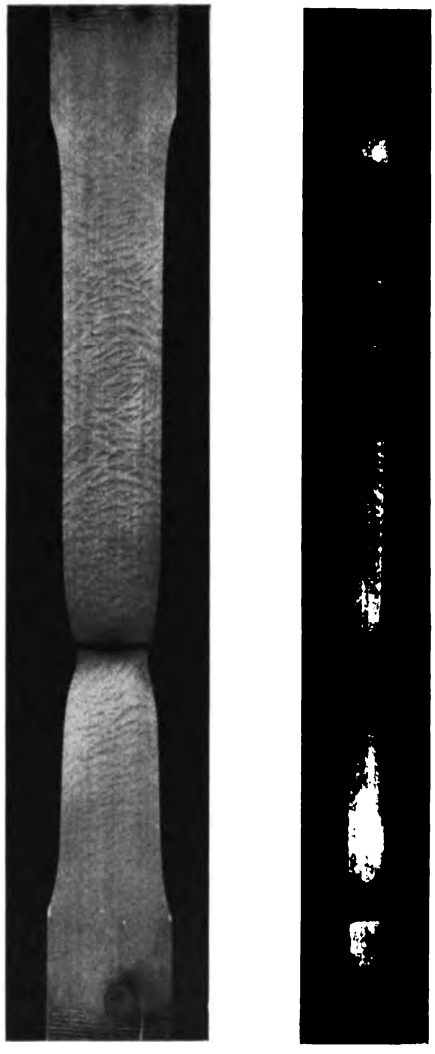


Abb. 25. Inhomogene Verformungszonen in einem bis zum Bruch gerecktem Flachstab aus Flußeisen.
a. Vorderansicht. b. Seitenansicht.

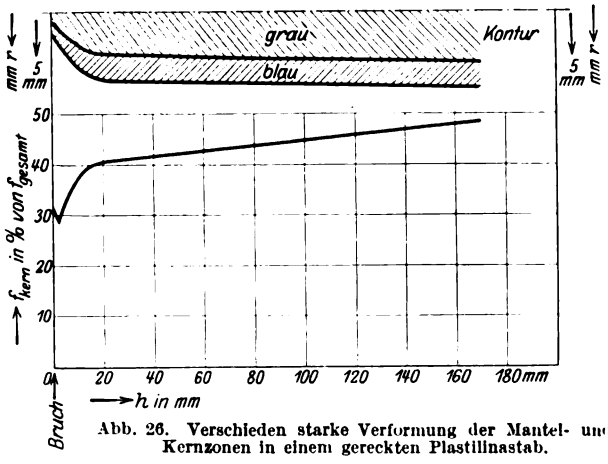


Abb. 26. Verschieden starke Verformung der Mantel- und Kernzonen in einem gereckten Plastilinstab.

6. Inhomogenität des Spannungszustandes im Gebiet *II—III*.

Entsprechend dem inhomogenen Deformationszustand im Bereich der örtlichen Einschnürung muß in jedem Stadium der Fließkegelbildung auch ein räumlich

[1] Der Stab wurde dadurch erhalten, daß man zwei Platten schiedenfarbiges Plastilin übereinander in einen Preßnder legte und dann durch eine enge Düse (15 mm) preßte.

[2] Die Neigung der geraden Linie in dem Schaubild ist auf zurückzuführen, daß die Begrenzungslinien der beiden stilinzylinder nicht genau parallel zur Achse verlaufen, der innere Plastilinkörper nach der Art der Herstellung sehr langgestreckter Kegel ist.

Digitized by Google

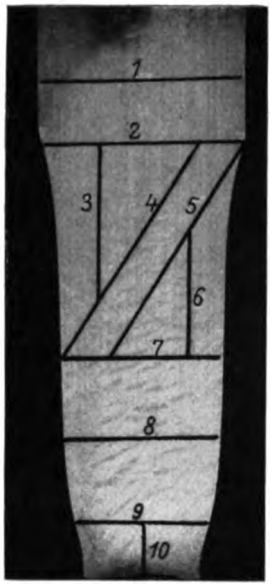


Abb. 27. Kennzeichnung der Schnitte der Abb. 28 und ihrer Lage im Probestab.

inhomogener Spannungszustand existieren. Ohne an dieser Stelle auf die wirkliche Spannungsverteilung im einzelnen einzugehen (vgl. den II. Teil d. Arbeit), seien einige Folgerungen besprochen, die sich direkt aus der Betrachtung der verformten Proben ergeben. Zunächst geht aus der verschiedenen Längung der Teile eines Querschnittes im Fließbereich hervor, daß die Spannungen keineswegs über den Querschnitt gleichmäßig verteilt sind, wie bei der Berechnung der effektiven Spannungen gewöhnlich vorausgesetzt wird. Ferner beweist das Auftreten der ersten Querrisse in der Stabachse[1] und der Verlauf des Bruches, daß kurz vor dem Bruch die Zugspannungen in der Stabachse, und zwar in der Mitte der Einschnürung am größten sind[1] (Martens, Ludwik). Während so der Kern des Stabes mehr Zugspannungen ausgesetzt ist, scheinen in den Mantelzonen die Schubspannungen zu überwiegen, wie aus dem Auftreten der unter etwa 45° zur Achse schräg verlaufen den Risse (vgl. Abb. 20) und der Art des Bruches in den äußeren Zonen (Trichterbildung) geschlossen werden kann.

[1] Bei Warmzugversuchen (800°) mit Eisenrundstäben (Howard) wurde nach einer Querschnittsverminderung von 94% der Stab vor dem Zerreißen ausgebaut. Nach Wegfeilen des Randes zeigte sich, daß der Bruch im Innern schon eingetreten war.

B. Spezieller Teil.

IV. Spezielle Untersuchungen über die Geometrie des Fließkegels von kristallinen Stoffen im Gebiete *II—III*[2].

1. Einleitung.

In einer früheren Veröffentlichung[3] wurde in Analogie zu der universellen Gesetzmäßigkeit des Spannungsanstieges im Fließkegel weichgeglühter, quasiisotroper,

[1] In ähnlicher Weise treten auch beim Zerreißen von Al- und Messingeinkristallen axiale, hier aber kristallographisch orientierte Risse im engsten Querschnitt auf, was auf die prinzipielle Gleichartigkeit des Deformationsvorganges im Einzelkristall und im Kristallkonglomerat hinweist. (Vgl. G. Sachs und Karnop: Z. Physik Bd. 41, 1927.

[2] An diesem Kapitel hat Herr Prof. W. v. Moellendorff wesentlichen Anteil. Er hat bei Beginn und im Verlauf der Arbeit viele wertvolle Anregungen gegeben und auch im einzelnen die theoretische Durcharbeitung durch viele Rechnungen gefördert. Wir haben ihm daher hier ganz besonders zu danken.

[3] W. v. Moellendorff: Die Gestalt des Fließkegels, Mitt. Materialpr.-Amt u. K.-W.-I. f. Metallforsch. Jg. 41, S. 60/62. 1923.

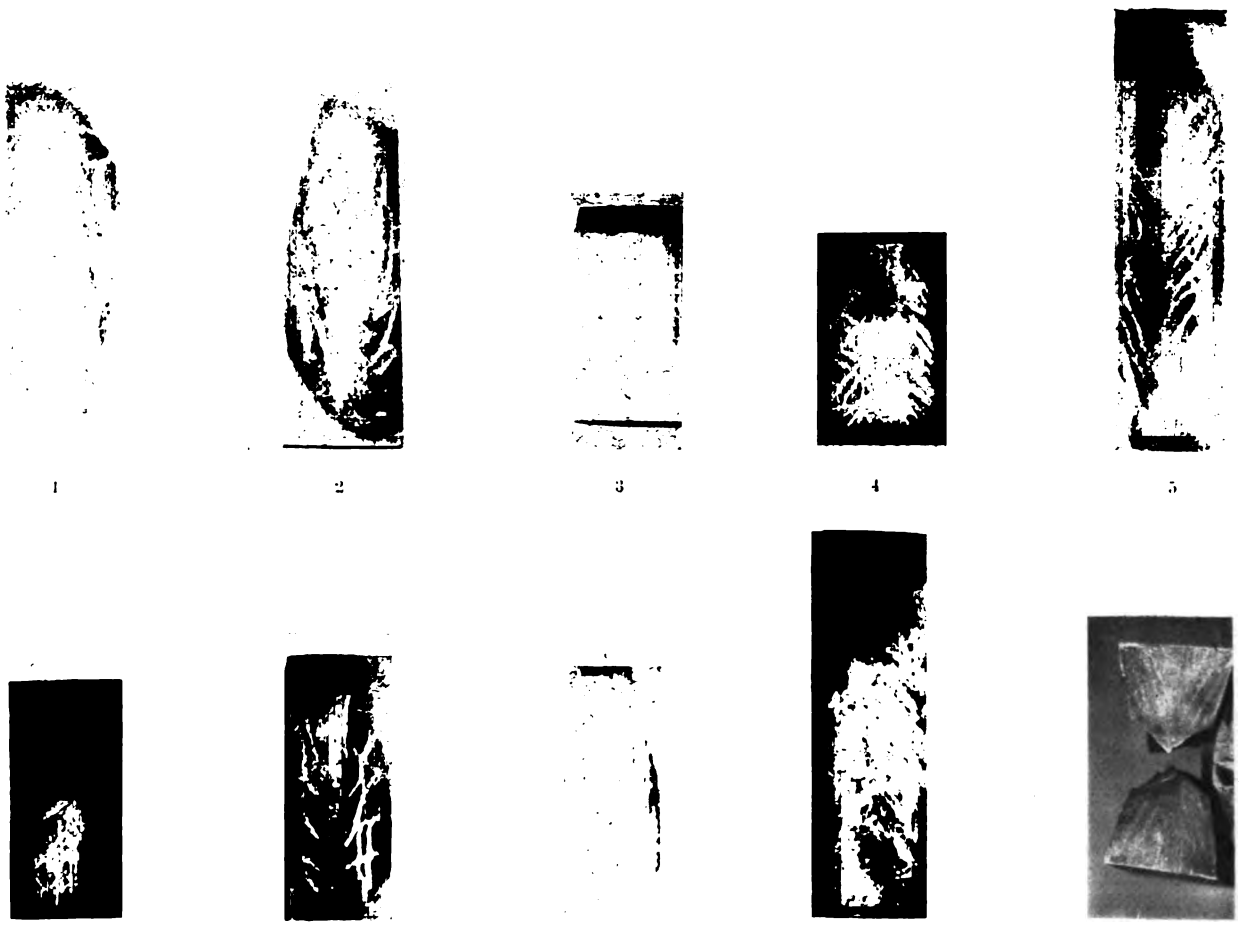


Abb. 28. Fließbereiche in verschiedenen Schnitten eines bis zum Bruch gereckten Flachstabes aus Flußeisen. Schnitte 1—10 nach Fryscher Ätzung.

Digitized by Google

feinkörniger, beim Zugversuch langsam kaltgereckter Metallprobestäbe gezeigt, daß die Fließkegel verschiedener Metalle und Stoffe nach dem Zerreißen mit gewöhnlicher Maschinengeschwindigkeit in ihrem Hauptteil (bei genügender Entfernung von den Einspannköpfen) eine geometrisch ähnliche Kontur und in ihrem am meisten eingeschnürten Nebenteil ebenfalls eine rein geometrisch bedingte (hyperboloidische) Gestalt aufweisen.

Theoretische Erwägungen führten W. v. Moellendorff zu der Annahme, daß die Erzeugenden des Hyperboloids in der Spitze des Fließkegels die Stabachse unter 45° schneiden und sich bei Annäherung an den zylindrischen Teil asymptotisch immer mehr der Stabachse parallel stellen sollten. Die Gestalt des Fließkegels wurde im Teil zwischen Wendepunkt und zylindrischer Kontur durch die einfache Formel:

$$H = -\ln (1 - R)$$

[H = axialer Abstand von der Spitze des Fließkegels, R = Radius im Abstand H, beide in Teilen des Höchstlastradius ($R = R_{II}$) gemessen] innerhalb der durch die Versuchsstörungen bedingten Grenzen dargestellt (vgl. Abb. 29).

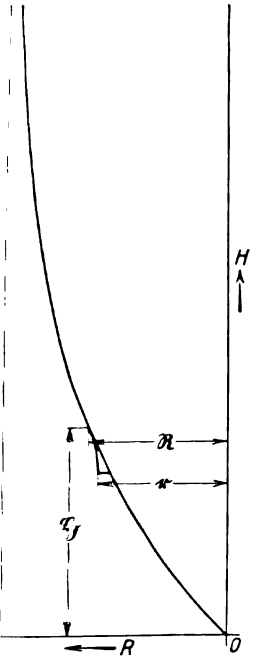


Abb. 29. Koordinaten und Bezeichnungen für die Messung des Fließkegels.
H = laufende Koordinaten.
R = Wendepunktskoordinaten.
r = Radius des kleinsten Querschnittes.

Die folgenden Ausführungen knüpfen an diese Beobachtung an und bestätigen im wesentlichen die Vorstellung, daß der beobachtete Universalismus des Spannungsanstiegs im Fließkegel verschiedener Stoffe in erster Linie durch die Art des Zerreißversuchs und die infolge der geometrischen Ausbildung der Einschnürung bedingte Abänderung des Kraftangriffs zustande kommt. In viel geringerem Maße hängt er dagegen von der Orientierungs- und eigentlichen Kristallverfestigung ab und wird somit auch von der speziellen Kristallgeometrie erst in zweiter Linie beeinflußt (vgl. S. 86).

2. Empirische Ermittlung der Konturkurve im Endstadium des Zugversuchs.

a. Meßgenauigkeit. Die Probestäbe wurden nach dem Zerreißen mit Hilfe eines Abbeschen Komparators ausgemessen, auf welchem ein Reichertsches Meßmikroskop montiert war[1]. Auf diese Weise war es möglich, die rechtwinkligen Koordinaten jedes Punktes der Profilkurve mit großer Genauigkeit zu messen. Die axialen H-Koordinaten wurden auf 0,001 mm genau in gleichen Intervallen von 0,1 mm in der Nähe der Spitze, bis zu 0,5 mm in der Nähe des zylindrischen Teiles eingestellt und die zugehörigen Durchmesser im Meßmikroskop abgelesen, wobei sich noch 0,001 mm gut schätzen ließen. Wo es angängig war, wurden die Objekte direkt vermessen. Zur Untersuchung der Plastilinastäbe, die sich in der Luft leicht verändern, und des in verschiedenen Stadien der Fließkegelbildung geprüften Aluminiumstabes Nr. 3 wurden Lichtbilder angefertigt und ausgemessen, so daß hier die Meßgenauigkeit etwas geringer ist.

Tabelle 1. Probenmaterial.

Nr.	Stoff	Zustand
1	Aluminium (99,5%)	warm gewalzt
2	„ (99,5%)	„ „
3	„ (99,5%)	„ „
4	Kupfer (Elektrolytkupfer)	weich geglüht
5	Zink I (v. Kahlbaum)	warm geschmiedet und dann kalt gewalzt
6	Stahl	weich
7	Nickelstahl	geglüht 16% Ni, 0,64% Mn, 0,12% C[1]
8	Flußeisen	weich
9	„	„
10	Blei	geschmiedet
11	Zinn	Gegossen und dann kalt geschmiedet
12	Plastilin	Bei 20° C durch Düsen gespritzt
13	„	„

Zur Ausgleichung kleiner örtlicher Störungen wurden die Koordinaten in 10fachem Maßstab aufgetragen und die beobachteten Punkte durch eine möglichst „glatte" Kurve verbunden. Die Abweichungen einzelner Punkte blieben aber stets $< 0{,}03$ mm. In der Tabelle 1. sind nähere Angaben über das Material enthalten.

b. Verlauf der Differentialquotienten (Kurventangente). Zur Bestimmung des Kurvencharakters wurden die Differentialquotienten $\frac{dR}{dH}$ nach der Formel:

$$\frac{dR}{dH} = \frac{1}{\Delta H}\left(\frac{\Delta R_+ + \Delta R_-}{2}\right)$$

berechnet[2] und als Funktionen von H und R in großem Maßstabe aufgetragen. Der Kurvenverlauf ist aus der Abb. 30 bei dem Kupferstab Nr. 4 zu erkennen. Der Wendepunkt der Fließkegelkurve äußert sich in einem Maximum der Kurve des Differentialquotienten, jedoch ist die Stelle des Maximums[3] infolge der Störungen nicht sehr scharf ausgeprägt. Nach der Abb. 30 läßt sich der Verlauf von dR/dH als Funktion von H rechts vom Wendepunkt angenähert durch eine Exponentialkurve oder auch eine Hyperbel wiedergeben. Einen besseren Hinweis auf die Kurvenform gibt der Verlauf von dR/dH

[1] Der Firma C. Reichert, Wien, sind wir für die dienstwürdige Unterstützung durch Bereitstellung von Meßapparaten und eines ausgezeichneten mikrophotographischen Apparates zu großem Dank verpflichtet.

[1] Stab aus Block T 5 s. Verh. d. Ver. z. Beförd. d. Gewerbefleißes 1906: Rudeloff: 7. Bericht über Untersuchungen von Eisen-Nickellegierungen, Tabelle 35.

[2] Die zweiten Differenzen ließen sich durch Wahl eines genügend kleinen Intervalles ΔH auf die Größenordnung der Fehlergrenze herabdrücken und wurden daher vernachlässigt.

[3] Die örtlichen Störungen machen sich trotz des Ausgleichs in der Kurve der Differentialquotienten durch treppenförmige Absätze kenntlich, so daß der Eindruck entsteht, als ob das Fließen nicht kontinuierlich, sondern ruckweise erfolgt, wie es sich auch im Lastdiagramm bemerkbar macht.

Digitized by Google

als Funktion des Radius R. Hier ist dR/dH in einem beträchtlichen Intervall rechts vom Wendepunkt durch eine Gerade darstellbar. Abweichungen ergeben sich in der Nähe des Wendepunkts und in der Nähe des zylindrischen Teiles, wo dR/dH weniger steil abfällt und

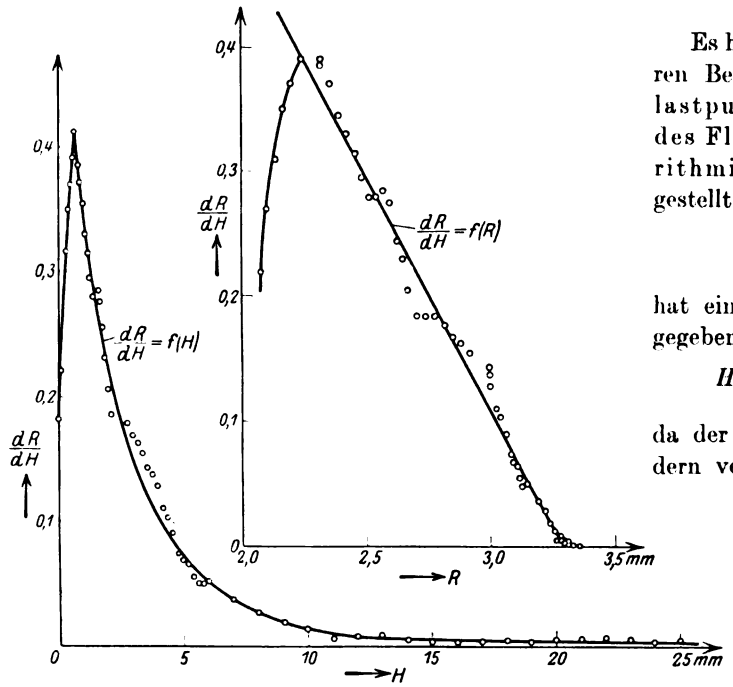


Abb. 30. Verlauf des Differentialquotienten dR/dH der empirischen Fließkegelkonturkurve als Funktion des Radius (R) (obere Figur) und der Höhe (H) (untere Figur).

deutlich gekrümmt erscheint. Der links vom Wendepunkt liegende Kurvenast ist nicht durch eine geradlinige Näherung darstellbar.

Ein ähnliches Verhalten der Differentialquotienten wurde bei sämtlichen untersuchten Probestäben beobachtet, so daß es im angegebenen Gebiet zwischen Wendepunkt bis in die Nähe des zylindrisch gebliebenen Teiles der Konturkurve (Höchstlastpunkt) in erster Näherung erlaubt ist zu setzen:

$$\frac{dR}{dH} = \frac{\operatorname{ctg}\tau_{IV}}{R_l}(R_l - R),$$

wobei τ_{IV} den Neigungswinkel der Geraden zur R-Achse, R_l den Wert von R für $dR/dH = 0$ darstellt. Da $\left(\frac{dR}{dH}\right)_{R=0} = \tau_{IV}$ ist, stellt $\sphericalangle \tau_{IV}$ den Neigungswinkel τ der Tangente der Konturkurve mit der Stabachse im Nullpunkt dar. Der $\sphericalangle 2\tau_{IV}$ heißt „Spitzenwinkel" der Fließkegelkurve.

Die Integration der Gleichung ergibt die Beziehung:

$$H - H_{IV} = R_l \operatorname{ctg}\tau_{IV} \ln \frac{1}{R_l - R},$$

wobei:

$$H_{IV} = R_l \operatorname{ctg}\tau_{IV} \ln \frac{1}{R_l}$$

der Wert von H für $R = 0$ ist (Spitzenordinate).

Diese logarithmische Beziehung zwischen H und R steht, wie bereits erwähnt, auch mit dem Verhalten des Differentialquotienten als Funktion von H in einem großen Bereich in Übereinstimmung. Die Abweichung vom logarithmischen Gesetz macht sich in der Nähe des Höchstlastpunktes und des zylindrisch gebliebenen Stabteils besonders bemerkbar; für große H fallen die gemessenen Differentialquotienten weniger rasch ab, als es die Exponentialfunktion verlangt.

3. Prüfung der logarithmischen Formel für die Konturkurve zwischen Wendepunkt und zylindrischem Stabteil.

Es hat sich somit in Übereinstimmung mit dem früheren Befund ergeben, daß zwischen dem Höchstlastpunkt und dem Wendepunkt die Kontur des Fließkegels in erster Näherung durch eine logarithmische Funktion (bzw. Exponentialfunktion) dargestellt werden kann. Die Funktion:

$$H - H_{IV} = R_l \operatorname{ctg}\tau_{IV} \ln \frac{1}{R_l - R}$$

hat einen allgemeineren Charakter als die früher angegebene Funktion:

$$H - H_{IV} = R_l \ln \frac{1}{R_l - R} = -R_l \ln(R_l - R)^*,$$

da der Spitzenwinkel $2\tau_{IV}$ nicht konstant $= 90°$, sondern veränderlich ist. In der folgenden Tabelle und in den Abb. 31 und 32 sind die Ergebnisse von Messungen an verschiedenen kristallinen Stoffen niedergelegt, aus denen ersichtlich ist, wieweit und in welchem Intervall das Näherungsgesetz innerhalb der Fehlergrenzen und der unvermeidlichen Störungen Gültigkeit besitzt[1].

Die Tabelle 2 enthält in den senkrechten Spalten von links nach rechts die Nummer, Zustand und die Versuchsbedingungen, in Spalte 5 und 6 die Konstanten:

$$A = \frac{1}{M} \operatorname{ctg}\tau_{IV},$$

$$B = R_l \cdot \frac{1}{M} \operatorname{ctg}\tau_{IV} \log R_l = A \log R_l$$

der auf den gewöhnlichen Logarithmus bezogenen Formel:

$$\overline{H} = -A \log(1 - \overline{R}) + H_{IV};$$

$$\overline{H} = \frac{H}{R_l}; \quad \overline{R} = \frac{R}{R_l}; \quad \overline{H}_{IV} = \frac{H_{IV}}{R_l}.$$

Spalte 7 enthält den „Spitzenwinkel" τ_{IV}, ferner die Spalten 8, 9, 10, 11 den Ausgangsradius R_0, den

* Setzt man $\frac{H}{R_l} = H$ und $\frac{R}{R_l} = R$

und

$$H_{IV} = +R_l \operatorname{ctg}\tau_{IV} \ln R_l,$$

so erhält man die Formel:

$$H = -\operatorname{ctg}\tau_{IV} \ln(1 - R),$$

welche für $\tau_{IV} = 45°$ ohne weiteres in die frühere Formel übergeht. Bei Einführung des gewöhnlichen log ist:

$$H = -\frac{1}{M} \operatorname{ctg}\tau_{IV} \log(1 - R)$$

und

$$H_{IV} = -R_l \operatorname{ctg}\tau_{IV} \cdot \frac{1}{M} \log R_l,$$

wo $\frac{1}{M} = \ln 10 = 2{,}30258509$ ist.

[1] Die Konstanten R_l und τ_{IV} wurden aus der Differentialquotientenkurve ermittelt, indem eine Gerade so in das Streufeld gelegt wurde, daß die Abweichungen möglichst symmetrisch lagen und möglichst klein blieben.

Digitized by Google

Höchstlastradius R_{II} und den aus der logarithmischen Näherung ermittelten Asymptotenradius R_l. In den Spalten 11, 12 sind die Gültigkeitsgrenzen für die logarithmische Näherung in Prozenten des Radius R_l, und in den Spalten 13, 14 die prozentuale Querschnittsverminderung bezogen auf den Ausgangsquerschnitt f_0 angegeben.[1]

Man erkennt aus der Tabelle 2 zunächst, daß der Spitzenwinkel der logarithmischen Linie im Punkte *IV* (100% Einschnürung) in keinem Falle gleich 45° ist, wie ursprünglich angenommen wurde, sondern bei den untersuchten kubischen Metallen >45°, bei dem hexagonalen Zink <45° zu sein scheint.

Bei Blei ist eine kleine Abweichung vorhanden, die möglicherweise auf einer bei der Deformation eingetretenen Rekristallisation beruht. Der Einfluß derselben macht sich neben dem eigentlichen Temperatureffekt auch bei dem bei 700° gereckten Flußeisenstab

[1] Berechnet nach der Formel:

$$\frac{R_l}{R_0} = a; \quad \frac{R}{R_l} = R'; \quad \frac{R}{R_0} = aR'; \quad \frac{f}{f_0} = a^2R'^2;$$

$$1 - \frac{f}{f_0} = q = (1 - a^2R'^2).$$

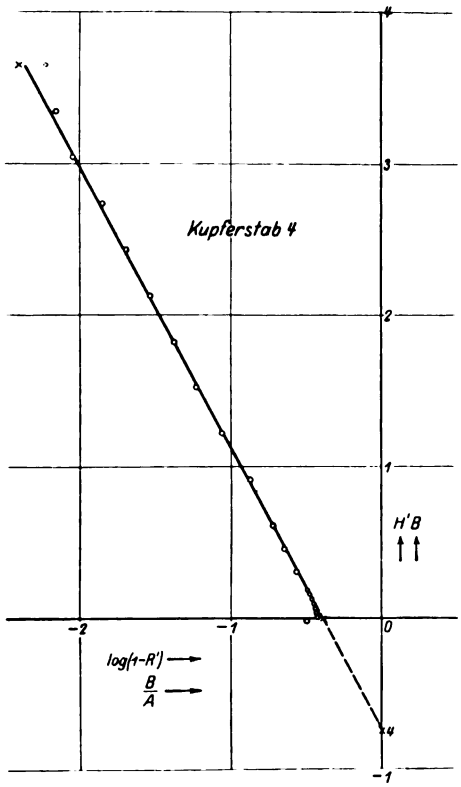


Abb. 31. Prüfung der logarithmischen Näherungskurve für die Fließkegelkontur im Bereich zwischen Wende- und Höchstlastpunkt an einem Kupferrundstab. (Beobachtete Werte sind durch o gekennzeichnet.

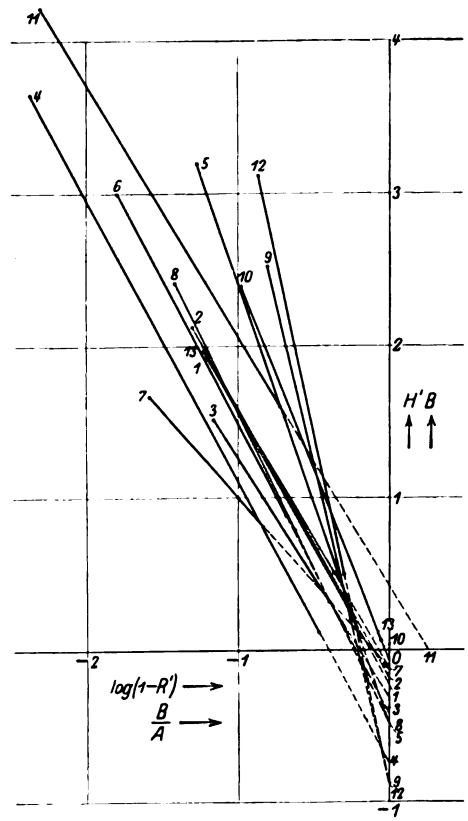


Abb. 32. Logarithmische Näherungsgeraden der Fließkegelkonturkurve bei verschiedenen Werkstoffen. 1, 2, 3 Aluminium (warm gewalzt). 4 Kupfer (weich geglüht), 5 Zink (warm geschmiedet). 6 Stahl (weich geglüht). 7 Nickelstahl (weich geglüht). 8, 9 Flußeisen (weich geglüht). 10 Blei (geschmiedet). 11 Zinn (kalt geschmiedet). 12 Plastilina (schnell gereckt). 13 Plastilina (langsam gereckt).

Tabelle 2. Konstanten der logarithmischen Näherungsformel für verschiedene untersuchte kristalline Werkstoffe.

1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12	13	14
Nr.	Material	Zustand	Versuchsbedingungen	A	B	τ_{IV}	R_0 mm	R_{II} mm	R_l mm	Gültigkeitsbereich in % von R_l von	bis	in % von R_0 von	bis
1				—1,8060	—0,2348	51° 54′	3,000	—	2,760	41,8	93,8	85,7	25,9
2	Aluminium	warm gewalzt	$t = 20°$	—1,7617	—0,1803	52° 35′	3,000	—	2,770	46,5	95,0	82,1	12,2
3				—1,5885	—0,3140	55° 24′	3,000	2,718	2,790	60,8	93,1	67,7	25,2
4	Kupfer	weich geglüht	$t = 20°$	—1,8685	—0,7448	50° 51′	3,950	3,410	3,286	65,8	99,3	70,3	31,7
5	Zink	warm geschmied., dann kalt gereckt	$t = 20°$	—2,9204	—0,4899	38° 16′	3,030	2,930	2,510	46,0	95,2	85,8	38,7
6	Stahl	weich	$t = 20°$	—1,9422	—0,4278	49° 50′	10,000	—	9,000	79,1	98,4	49,3	21,7
7	Nickelstahl	geglüht, 16% Ni, 0,64% Mn, 0,12% C	$t = 20°$	—1,1365	—0,1235	63° 44′	5,055	—	4,910	85,3	97,2	32,0	10,7
8	Flußeisen	weich	$t = 550°$	—2,0481	—0,4739	48° 21′	4,850	—	4,575	76,0	96,2	49,0	18,0
9	Flußeisen	weich	$t = 700°$	—4,2397	—0,8848	28° 30′	4,850	—	3,012	44,8	84,5	92,4	72,7
10	Blei	geschmiedet	$t = 20°$	—2,5199	—0,0700	42° 25′	7,650	7,290	6,675	11,2	89,6	90,4	39,0
11	Zinn	gegossen, kalt geschmiedet	$t = 20°$	—1,6403	+0,41957	54° 32′	5,186	5,090	4,743	81,1	99,5	45,1	17,0
12	Plastilina	durch Düsen gespritzt	Schnellbelastung $t = 20°$	—4,6400	—0,8866	26° 23,5′	9,250	—	8,000	50,2	86,6	81,5	25,6
13	Plastilina	durch Düsen gespritzt	Dauerbelastung 48 St.	—1,7206	—0,1194	53° 14′	9,250	8,930	8,840	57,1	93,8	70,7	19,4

($A = \frac{1}{M} \operatorname{cotg} \tau_{IV}$, $B = A \log R_l$, τ_{IV} = Spitzenwinkel der log. Formel, R_0 = Ausgangsradius, R_{II} = Höchstlastradius, R_l = Asymptotenradius, aus der log. Formel ermittelt).

Digitized by Google

Tabelle 3.

Konstanten des Nickelstahlstabes in verschiedenen Zuständen der Fließkegelbildung (s. auch Abb. 33).

1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12	13
Stadium Nr.	Material	Zustand	Versuchsbedingungen	A	B	τ_{IV}	R_0 mm	R_l mm	Gültigkeitbereich in % von R_l von	bis	in % von R_0 von	bis
1				—3,0986	—3,2644	36° 37′		4,970	96,0	98,1	10,7	7,1
2	Nickelstahl			—2,1449	—1,9463	47° 01′		4,970	93,8	98,1	14,7	6,8
3	16% Ni	geglüht	20°	—1,7475	—1,2784	52° 48′	5,055	4,950	91,5	97,5	19,7	6,7
4	0,64% Mn			—1,6194	—1,0263	54° 49′		4,940	90,0	98,2	22,6	7,8
5	0,12% C			—1,3022	—0,5493	60° 31′		4,930	90,9	98,4	21,3	7,9
6 (Bruch)				—1,1365	—0,1235	63° 44′		4,910	85,3	97,2	32,0	10,7

(Bedeutung der Konstanten vgl. S. 93.)

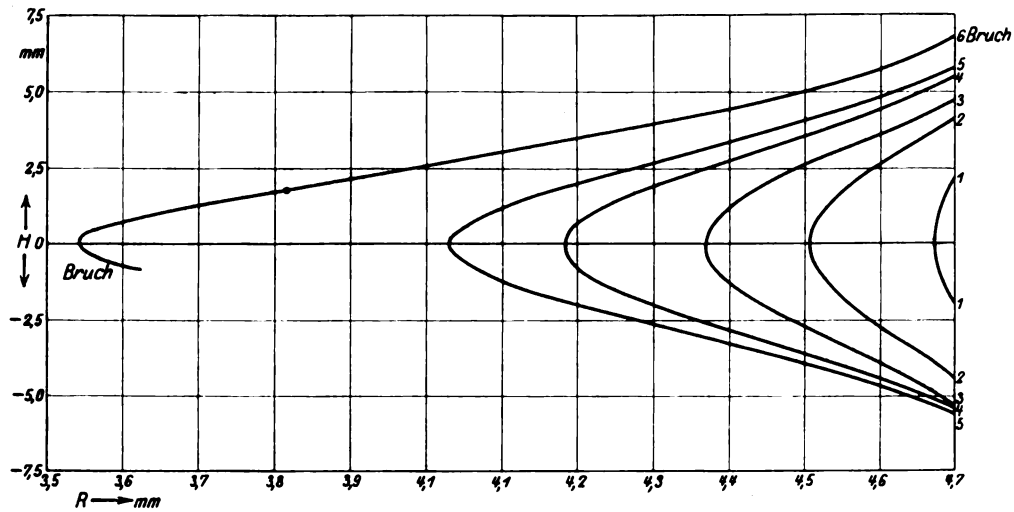


Abb. 33. Verlauf der Einschnürung in der Nähe des engsten Querschnitts (hyperboloidischer Teil) in verschiedenen Stadien des Zugversuchs mit einem Nickelstahlstab. (Abszissen stark vergrößert.)

(Nr. 9) deutlich bemerkbar, da der Spitzenwinkel nur 42° 25′ beträgt. Auch die Erhöhung der Deformationsgeschwindigkeit sowie der Temperatur wirkt sich in einer Verkleinerung des Spitzenwinkels aus, wie der Plastilinastab 12 und der Flußeisenstab 9 zeigen.

Zur zahlenmäßigen Darstellung der Näherung an die Fließkegelfigur, welche durch das logarithmische Gesetz erzielt wird, sei in der Tabelle 4 der Vergleich zwischen den gemessenen und berechneten Werten des Kupferstabes Nr. 4 durchgeführt (vgl. auch Abb. 31). Man erkennt aus der Tabelle, daß im Intervall von $H = 0{,}4$ bis $H = 11$ mm (bzw. $H = 0{,}1256 - 3{,}32$) der mittlere Fehler $\Delta < 1\%$ bleibt, also innerhalb der Meßgenauigkeit; an einzelnen Stellen können

Tabelle 4. Prüfung der logarithmischen Näherungsformel an einem Kupferrundstab (Nr. 4.)

1 H mm	2 R mm	3 $R/R_0 = R'$	4 $1 - R'$	5 H ber.	6 H gem.	7 $\Delta(H_{ber} - H_{gem})$	8 Δ in %	1 H mm	2 R mm	3 $R/R_0 = R'$	4 $1 - R'$	5 H ber.	6 H gem.	7 $\Delta(H_{ber} - H_{gem})$	8 Δ in %
0	2,055	0,6254	0,3746	0,05198	0	+0,0520	—	3,0	2,848	0,8667	0,1333	0,89046	0,9130	—0,0225	—0,75
0,1	2,074	0,6312	0,3688	0,06464	0,0343	+0,0303	+30	3,2	2,881	0,8767	0,1233	0,95374	0,9738	—0,0201	—0,6
0,2	2,099	0,6388	0,3612	0,08154	0,0609	+0,0206	+10	3,4	2,913	0,8865	0,1135	1,02093	1,0346	—0,0137	—0,4
0,3	2,128	0,6476	0,3824	0,10160	0,0913	0,0103	+3,4	3,6	2,943	0,8956	0,1044	1,08876	1,0955	—0,0067	—0,1
0,4	2,162	0,6579	0,3421	0,12563	0,1217	0,0039	+0,75	3,8	2,970	0,9038	0,0962	1,15513	1,1564	—0,0013	—0,0
0,5	2,198	0,6689	0,3311	0,15215	0,1522	0,0000	0	4,0	2,998	0,91235	0,08765	1,2307	1,2173	+0,0134	+0,3
0,6	2,236	0,6805	0,3195	0,18109	0,1826	—0,0015	—0,25	4,2	3,021	0,91935	0,08605	0,2456	1,2781	+0,0325	+0,7
0,7	2,276	0,6926	0,3074	0,21242	0,2130	—0,0006	—0,08	4,4	3,042	0,9257	0,0743	1,3648	1,3390	+0,0258	+0,5
0,8	2,314	0,7042	0,2958	0,24363	0,2435	+0,0001	+0,12	4,6	3,062	0,9318	0,0682	1,4343	1,3999	+0,0344	+0,7
0,9	2,353	0,7161	0,2839	0,27694	0,2739	+0,0030	+0,33	4,8	3,078	0,9367	0,0633	1,4948	1,4607	+0,0341	+0,7
1,0	2,388	0,7267	0,2733	0,30783	0,3043	+0,0035	+0,35	5,0	3,091	0,94065	0,0594	1,5464	1,5216	+0,0248	+0,5
1,1	2,422	0,7371	0,2629	0,33932	0,3348	+0,0045	+0,41	5,2	3,105	0,9449	0,0551	1,6074	1,5825	+0,0249	+0,4
1,2	2,454	0,4768	0,2532	0,36983	0,3652	+0,0046	+0,38	5,4	3,117	0,9486	0,0514	1,6638	1,6433	+0,0205	+0,3
1,3	2,485	0,7562	0,2438	0,40053	0,3956	+0,0049	+0,38	5,6	3,127	0,9516	0,0484	1,7126	1,7042	+0,0084	+0,1
1,4	2,513	0,7646	0,2354	0,42897	0,4260	+0,0030	+0,21	5,8	3,137	0,95465	0,0454	1,7645	1,7651	—0,0006	—0,0
1,5	2,541	0,7733	0,2267	0,45954	0,4565	+0,0030	+0,20	6,0	3,147	0,9577	0,0423	1,8219	1,8259	—0,0040	—0,0
1,6	2,569	0,7818	0,2182	0,49055	0,4869	+0,0036	+0,22	7,0	3,190	0,9708	0,0292	2,1227	2,1302	—0,0075	—0,1
1,7	2,594	0,7894	0,2106	0,51931	0,5173	+0,0020	+0,12	8,0	3,219	0,9796	0,0204	2,4137	2,4346	—0,0209	—0,2
1,8	2,620	0,7973	0,2027	0,55035	0,5478	+0,0025	+0,14	9,0	3,241	0,9863	0,0137	2,7367	2,7389	—0,0022	—0,0
1,9	2,643	0,8043	0,1957	0,57886	0,5782	+0,0007	+0,04	10,0	3,257	0,9912	0,0088	3,0960	3,0432	+0,0528	+0,5
2,0	2,666	0,8113	0,1887	0,60842	0,6086	—0,0002	—0,01	11,0	3,264	0,9933	0,0067	3,3172	3,3475	—0,0303	—0,2
2,2	2,703	0,8226	0,1774	0,66853	0,6695	—0,0010	—0,05	12,0	3,267	0,9942	0,0058	3,4343	3,6519	—0,2176	—1,7
2,4	2,740	0,8338	0,1662	0,72145	0,7304	—0,0090	—0,38	13,0	3,278	0,9976	0,0024	4,1173	3,9562	+0,1611	+1,2
2,6	2,777	0,8451	0,1549	0,76859	0,7912	—0,0226	—0,87	14,0	3,283	0,9991	0,0009	4,9462	4,2605	+0,6857	+4,8
2,8	2,814	0,8564	0,1436	0,83006	0,8521	—0,0220	—0,79								

$\tau = 50° 51′$; $R_0 = 3{,}95$; $R_{II} = 3{,}41$; $R_l = 3{,}286$; $H = H/R$

Digitized by Google

jedoch infolge örtlicher Störungen systematische Abweichungen auftreten, entsprechend örtlichen Inhomogenitäten (z. B. im Gebiete $4{,}2 \leqq H \leqq 5{,}4$ mm). Bei größeren H-Werten als 11 mm macht sich eine größere Abweichung von der logarithmischen Kurve geltend in dem Sinne, daß die berechneten H-Werte größer als die gemessenen werden, was gleichbedeutend damit ist, daß die berechneten Radien kleiner werden als die gemessenen, also die logarithmische Kurve steiler ins Unendliche läuft als die gemessene Kontur.

4. Prüfung der hyperbolischen Formel für die Konturkurve zwischen Wendepunkt und kleinstem Querschnitt der Einschnürung.

Für das Gebiet der Fließkegelkurve zwischen dem Wendepunkt und dem kleinsten Querschnitt ergibt sich empirisch in Übereinstimmung mit dem früheren Befund in erster Näherung eine Hyperbel, deren Gleichung in der Form:

$$r^2 = \mathfrak{r}^2 + (H - H_k)^2 \operatorname{tg}^2 \gamma$$

geschrieben werden soll. Hierbei ist $\mathfrak{r}$ der Kehlkreisradius (Radius der stärksten Einschnürung), H_k die Ordinate des Kehlkreises und γ der Winkel der Erzeugenden des Rotationshyperboloids, dessen Meridianschnitt die genannte Hyperbel ist. Die Kurve des Differentialquotienten: $\frac{d\mathfrak{r}}{dH} = \frac{\operatorname{tg}\gamma}{r}\sqrt{r^2 - \mathfrak{r}^2}$ als Funktion von r berührt die Gerade $r = \mathfrak{r}$ im Kehlkreis und geht durch den Wendepunkt der logarithmischen Linie mit wachsendem r ins Unendliche, ohne ein Maximum zu erreichen.

Aus Tabelle 5, welche bei einem Stahlstab Nr. 5 mit gut meßbarem hyperbolischen Teil erhalten wurde,

Tabelle 5. Nickelstahlstab Nr. 5.

Prüfung des hyperboloidischen Teiles nach der Formel: $H = -\sqrt{r^2 - \mathfrak{r}^2}\operatorname{ctg}\gamma$;
$\mathfrak{r}^2 = 37{,}94$; $\operatorname{ctg}\gamma = 1{,}215$; $\mathfrak{r} = 6{,}160$ mm.

H em.	$H - H_k$ gem.	r gem. mm	r^2	$r^2 - \mathfrak{r}^2$	$\sqrt{r^2 - \mathfrak{r}^2}$	$\frac{H - H_k}{\sqrt{r^2 - \mathfrak{r}^2}}$	$H - H_k$ ber. mm	$H - H_k$ ber. − gem. mm	Fehler in %
0	−2,6	6,592	43,45	5,51	2,347	1,11	−2,85	+0,25	9,5
0.4	−2,2	6,402	40,99	3,05	1,747	1,26	−2,12	−0,08	3,6
0.8	−1,8	6,336	40,14	2,20	1,483	1,21	−1,805	+0,005	0,3
1.2	−1,4	6,269	39,30	1,36	1,166	1,20	−1,415	+0,015	1,0
1.6	−1,0	6.213	38,60	0,66	0,813	1,23	0,987	−0,013	1.3
2.0	−0.6	6,180	38,19	0.25	0,500	1,20	0,607	+0,007	1,2
2.4	−0,2	6,162	37,97	0,028	0,166	1,205	0,207	+0,007	3,5
2.8	+0,2	6,162	37,97	0,028	0,166	1,285	0,207	+0,007	3,5
3.2	+0,6	6,179	38,18	0,24	0,490	1,225	0,595	−0,005	1,0
3.6	+1,0	6.219	38,68	0,74	0,860	1,170	1,040	+0,040	4,0
4.0	−1,4	6,266	39,26	1,32	1,149	1,22	1,400	+0,000	0,0
4.4	+1.8	6,324	39,99	2,05	1,432	1,26	1,74	−0,060	3,0
4.8	−2,2	6.390	40,83	2,89	1,700	1,295	2,07	−0,130	6,0
5.2	+2,6	6,469	41,85	3,91	1,977	1,32	2,40	−0,200	7,7
5.6	+3.0	6,555	42,97	5,03	2,243	1,34	—	—	—
6.0	+3.4	6.642	44,12	6,18	2,486	1,36	—	—	—
					Mittel: $\operatorname{cotg}\gamma = 1{,}215$				

geht hervor, wieweit das genannte Hyperboloid in erster Näherung mit der Kontur zwischen den Wendekreisen übereinstimmt (vgl. auch das Lichtbild dieses Stahlstabes Abb. 34). Es ist hier die Übereinstimmung zwischen Beobachtung und Rechnung anscheinend schlechter wie im logarithmischen Teil, dabei ist aber zu berücksichtigen, daß in der Nähe des Kehlkreises schon ein sehr kleiner Meßfehler des Radius eine beträchtliche Abweichung der berechneten und gemessenen Höhen ergibt und auch Störungen durch die Nähe der Bruchstelle bedingt sind. Von $H = 4{,}4$ ab geht das Hyperboloid in die logarithmische Kontur über. In der Abb. 33 ist zur weiteren Veranschaulichung das Resultat der Ausmessung der Einschnürung im hyperbolischen Teil in verschiedenen Stadien des Zerreißversuches des genannten Nickelstahlstabes wiedergegeben.

Abb. 34. Rundstab aus weichem Stahl mit Fließkegel.

5. Deutung der Konstanten in der logarithmischen Formel.

Ohne den im II. Teil der Untersuchung enthaltenen theoretischen Erörterungen vorzugreifen, seien hier rein empirisch die Bedeutung der Formelkonstanten kurz erörtert:

a. Bedeutung des Asymptotenradius (R_l) und des Spitzenwinkels (τ_{IV}). Wie aus der Tabelle 2 ersichtlich ist, ist der aus der logarithmischen Formel ermittelte Asymptotenradius durchweg etwas kleiner als der übliche Höchstlastradius R_{II}, welcher sich aus dem Lastdehnungsdiagramm ergibt. Bekanntlich bleibt jedoch die Höchstlast über ein gewisses Dehnungsintervall konstant, welches sich z. B. bei dem Kupferstab Nr. 4 von 25 bis 34% Dehnung erstreckt. Der logarithmische Asymptotenradius kommt dem kleinsten Höchstlastradius sehr nahe, jedoch sei in Anbetracht des Näherungscharakters der logarithmischen Linie dahingestellt, wie weit dieses Zusammenfallen physikalisch begründet ist.

Der Spitzenwinkel τ_{IV} der logarithmischen Kurve bei 100% Einschnürung ist ein Maß für die „Schlankheit" des Fließkegels. Er hängt mit der Gesamtdehnung im Fließkegel aufs engste zusammen, welche bei 100% Querschnittsabnahme erreicht sein würde und stellt somit eine charakteristische Größe des Materials dar, welche auch zu dessen Kennzeichnung herangezogen werden kann (vgl. Tabelle 2).

b. Abhängigkeit der Konstanten vom Kristallsystem. Bei Betrachtung der Tabelle 2 erkennt man, daß der Spitzenwinkel bei allen untersuchten Proben von 45° abweicht. (Vgl. S. 93.) Es läßt sich mit allem Vorbehalt eine gewisse Abhängigkeit vom Kristallsystem feststellen, insofern die kubischen Metalle wie Al, Fe und Cu im Endzustand einen mittleren Spitzenöffnungswinkel: $2\,\tau_{IV} = 102°$ aufweisen, während unter gleichen Versuchsbedingungen der Spitzenwinkel beim hexagonalen Zink ca. 76° beträgt.

Digitized by Google

Zusammenfassung.

Die von W. v. Moellendorff geäußerte Vermutung, daß der Universalismus der Spannungsverformungskurve und der Ausbildung der Fließkegelkontur bei plastischen, speziell kristallinen Materialien, in rein geometrischen Gesetzmäßigkeiten bei der Bildung diese Kontur begründet ist, wird an Hand der plastischen Verformungsvorgänge beim Zugversuch untersucht.

Es werden die für einen einachsigen Spannungszustand notwendigen Voraussetzungen angegeben und gezeigt, daß dieser Zustand durch die Ausführung des Zugversuches nie erreicht wird, so daß stets mit einem mehrachsigen Spannungszustand zu rechnen ist. Dieser wird für den Fall, daß ein Umdrehungskörper eine symmetrische Verzerrung erfährt, behandelt, und die partielle Differentialgleichung nach Love für den Spannungszustand angegeben, der sich bei rein elastischer Verzerrung ergibt. Die praktische Anwendung dieser Gleichungssysteme wird auf Grund einer Arbeit von Filon besprochen, der die elastischen Beanspruchungen eines zylindrischen Probestabes mit ringförmigen Einspannflächen bei verschiedenen Belastungen errechnete. Aus diesen Rechnungen gehen schon deutlich der inhomogene Spannungszustand, der durch die Einspannung bzw. den Kopfeinfluß hervorgerufen wird, sowie die Fehler hervor, die beim Messen der Dehnungen derartiger, insbesondere kurzer Probestäbe in der Nähe der Einspannung auftreten. Homogene einachsige Spannungszustände dürften daher nur bei sehr langen Stäben in großer Entfernung von der Einspannung einigermaßen verwirklicht sein. Aus Versuchen von Bach u. a. wird gefolgert, daß das Hookesche Gesetz und ähnliche Spannungsverformungsformeln (Schüle, Mehmke, Jensch) nur den Charakter von Näherungsformeln haben, weil eine Elastizitätsgrenze in polykristallinen Konglomeraten praktisch nicht existiert, sondern strenge Proportionalität zwischen Spannung und Verformung nur bei Einzelkristallen auftritt (Geiß, van Arkel).

Es wird ferner erläutert, daß die Inhomogenitäten des Spannungszustandes sich in verstärkter Weise im Gebiete plastischer Deformation bemerkbar machen und von dem Gefüge des Materials stark beeinflußt werden. Die dabei auftretenden Vorgänge werden besprochen, und insbesondere das Auftreten von Fließfiguren (Narbenbildung, Knitterung usw.) an Hand eigener Versuche, sowie der Arbeiten von Barba, Kirsch, Martens, Hartmann, Nadai, Jevons untersucht. Danach treten Fließfiguren in ausgeprägter Weise nur bei sehr feinkörnigen Stoffen (Eisen) auf; sie sind Anschnitte von gesetzmäßigen Verformungszonen im Probekörper und verlaufen in den Richtungen der maximalen Zugspannungen, die am Stabkopf, wo die Fließfiguren ja auch im allgemeinen entstehen, am größten sind.

Die Theorien der Formänderungen beim Zugversuch von Ludwik, v. Moellendorff, Lorenz, Stead, Hencky, v. Mises, Schleicher im Gebiete plastischer Verformung bis zur Höchstlast werden besprochen und mit einigen Modifikationen die Anschauung bestätigt, daß der Formänderungsvorgang in der Hauptsache sich aus den Verformungen des Einzelkornes durch Drehung, Verzerrung und Gleitung in „kristallographischen" Gleitebenen und aus der Verformung des Probekörpers längs „banaler" Fließ- oder Gleitebenen zusammensetzt, die durch Kraftrichtung, Probenform und Art des Werkstoffes bestimmt sind.

Im Gebiet Höchstlast—Bruch der Spannungs-Verformungskurve, in welchem die Fließkegelbildung erfolgt, wird die Höchstlastbedingung W. v. Moellendorffs: $s_{IV} = 2\,s_{II}$ aus der Tangente an die Kurve im Höchstlastpunkt neu abgeleitet, der Eintritt der Einschnürung besprochen und die möglichen Ursachen näher dargelegt, die bewirken, daß oft nicht ein Höchstlastpunkt, sondern nur ein Höchstlastgebiet beobachtet wird. Die Spannungs-Verformungskurven von W. v. Moellendorff, I. Stead und E. Siebel werden durch Reihenentwicklung miteinander verglichen und aus der Henckyschen Theorie, die u. a. die Abweichungen der empirischen Kurven von der v. Moellendorffschen Geraden auf den Geschwindigkeitseinfluß zurückführt, abgeleitet, daß diese Gerade als ein unterer Grenzzustand des durch die Geometrie des Fließkegels erzeugten Spannungszustandes deutbar ist, während die anderen Formeln nur Zwischenstadien zwischen diesem und dem Fall völlig freier Dehnung darstellen und sich gegebenen äußeren Verhältnissen angepaßt haben, ohne jedoch allgemeine Gültigkeit zu besitzen.

Die aus dem Universalismus der Spannungsanstiegskurve von W. v. Moellendorff gezogene Folgerung, daß dieser seine fundamentale Ursache in einem durch die Versuchsausführung begründeten universellen geometrischen Verformungsmechanismus („Gestaltsverfestigung") hat und in einer gleichförmigen logarithmischen bzw. hyperbolischen Fließkegelkontur zum Ausdruck kommt, wird an zahlreichen Materialien untersucht. Es ergibt sich, daß die Fließkegelkontur von Rundstäben in erster Näherung empirisch durch eine logarithmische bzw. hyperbolische Funktion dargestellt werden kann, in die zwar das Kristallsystem als Konstante eingeht, und die ferner von der Geschwindigkeit und Probenform beeinflußt wird, die aber ebensowenig wie die Spannungsverformungskurve eine ausgeprägte Materialfunktion ist.

Schlußbemerkung.

In einem demnächst erscheinenden zweiten Teil der Arbeit werden die Spannungen und Verformungen im Fließkegel noch einer eingehenden theoretischen Untersuchung unterzogen und mit den Ergebnissen des I. Teiles verglichen werden, wodurch sich eine weitere Möglichkeit zur Prüfung der neuen Plastizitätstheorien ergibt.

Digitized by Google

Abhängigkeit der elastischen Dehnungszahl α des Kupfers von der Vorbehandlung und Versuchsführung.

Von **W. Kuntze.**

Einleitung.

Die bisher bekanntgewordenen Elastizitätszahlen, insbesondere der Nichteisenmetalle, erwecken kein Vertrauen, weil die Zahlenangaben in weiten Grenzen schwanken. Die Bedingungen, unter denen die Zahlen beobachtet wurden, sind vermutlich nicht vergleichbar, und genauere Angaben hierfür sind selten vorhanden.

Die Einflüsse verschiedener Versuchsbedingungen auf die Veränderlichkeit der elastischen Dehnungszahl α sind trotz größerer Zahl von Einzelversuchen nicht sicher bekannt. Es wurde daher der Versuch gemacht, die Abhängigkeit der gemessenen elastischen Größen von den Versuchsbedingungen systematisch klarzustellen, um einen Rückschluß auf die Größe der wirklichen elastischen Dehnungszahl zu ziehen. Daß α sich mit der Spannung und plastischen Dehnung (Reckung) ändert, ist bekannt[1]. Daß aber häufig eine absichtliche sehr kleine Reckung (Überlastung) vor dem Versuch vorgenommen wird, um möglichst reine elastische Werte zu erzielen, läßt den Einwand zu, daß hierdurch α an sich verändert worden ist. Um welchen Betrag, ist nicht bekannt. Gleichfalls ist nicht bekannt, ob der Einfluß des Vorreckens auch bei hartgezogenen Werkstoffen — die ja eine Kaltverformung schon in sich haben — noch von Einfluß ist. Noch völlig ungeklärt sind die Einwirkungen der Ablagerung und Vergütung auf die Elastizitätszahlen.

Bei der Ermittlung von α auf statischem Wege[2] durch Belasten in der Prüfmaschine und durch Messung der Dehnung mit Feinmeßgerät sind infolgedessen zu berücksichtigen:

1. Der Belastungsbereich beim Versuch, sobald das Hookesche Gesetz nicht gilt, also α innerhalb verschiedener Lastbereiche sich ändert (Hysterese und Nachwirkung).
2. Das Auftreten sehr kleiner plastischer Dehnungen während des Versuchs und als weitere allgemeine Folgerung hieraus die Abhängigkeit von α vom Reckgrad.
3. Der Zieh- oder Walzgrad.
4. Das Altern und das Vergüten[3].

Aus diesen Gesichtspunkten heraus wurde ein Versuchsprogramm entwickelt, welches an Kupfer durchgeführt wurde, da Kupfer als ein sehr gleichmäßiger einheitlicher Stoff gegenüber dem komplizierten Eisen (Zweistoff) als allgemeiner Fall in Frage kommt.

Verfolgt wurde die elastische Dehnungszahl $\alpha = \frac{1}{E}$ (nach v. Bach), worin E den Elastizitätsmodul bedeutet. Die Dehnungszahl α gibt die Dehnung für die Spannungseinheit an, also $\alpha = \frac{\varepsilon}{\sigma}$, worin ε die Verlängerung der Längeneinheit, also $\varepsilon = \frac{\lambda}{l}$ bedeutet (λ = Längenänderung der Meßlänge l). Für rein elastische Stoffe, für die das Hookesche Gesetz Gültigkeit hat, bleibt α innerhalb des elastischen Bereichs konstant. Für Stoffe, die dem Hookeschen Gesetz nicht unterliegen, muß α mit sich ändernder Belastung seinen Wert ändern. Wenn man überhaupt bei Stoffen, wie Kupfer, von einer elastischen Dehnungszahl sprechen darf, so muß man sich damit abfinden, daß in der Zahl α die Hysterese enthalten ist, die mit der Spannung wächst. Zur Ermittlung der veränderlichen α-Werte wurden die elastischen Verlängerungen bei zunehmender Spannung durch die nachstehend beschriebenen Versuche festgestellt. Wie es in der Praxis üblich ist, wurde die Veränderlichkeit der elastischen Dehnung mit der Spannung nicht aus den in allen Punkten des elastischen Spannungsdehnungsdiagramms angelegten Tangenten $\left(\alpha = \frac{d\varepsilon}{d\sigma}\right)$ ermittelt, sondern aus den zwischen dem Ausgangspunkt und den übrigen Lastpunkten des Diagramms gezogenen Sehnen $\left(\alpha = \frac{\varepsilon}{\sigma}\right)$, so daß α eine mittlere Dehnungszahl zwischen der Belastung 0 und der dem Diagrammpunkt entsprechenden Belastung darstellt. Im Ausgangspunkt des Diagramms fallen Sehne und Tangente an die Kurve zusammen.

I. Versuchsdurchführung und Auswertung.

1. Proben und Prüfgerät.

Die Versuche wurden auf einer 10-t-Zerreißmaschine von Mohr & Federhaff mit Laufgewichtswage durchgeführt, und die Dehnungswerte mittels Martensscher Spiegelapparate gemessen. Hierbei betrug die Meßlänge zuerst 10 cm und nach größeren Reckungen 15 cm. Der geglühte Kupferstab (Abb. 1 zeigt im Querschliff den normalen und gleichmäßigen Oxydulgehalt) hatte zu Beginn einen Durchmesser von 16 mm bei einer Versuchslänge von 220 mm. Für die Einspannung war der Stab mit Gewindeköpfen versehen. Dieser Stab diente zur systematischen Ermittlung der Einflüsse der Reckung in der Maschine und des Belastungsbereichs auf die elastischen Eigenschaften sowie der Hysterese, der Alterungserscheinungen und Vergütungseinflüsse. Wie sich der Einfluß der Versuchsbedingungen auf die Elastizitätswerte an verschieden stark in der Düse herabgezogenen Kupferstäben verhält, wurde an Proben anderer Herkunft von 8 mm Durchmesser ohne Einspannköpfe festgestellt. Diese Proben waren

1. geglüht,
2. halbhart, von 8,55 auf 8 mm kalt herabgezogen,
3. hart, von 10 auf 8 mm kalt herabgezogen.

Da sich bei diesen Proben ungleichmäßige rißartige Oxyduleinschlüsse vorfanden (vgl. Abb. 2 und 3), wurden mit ihnen nur Stichversuche vorgenommen.

[1] Grüneisen: Ann. Physik Bd. 22, S. 801. 1907; Bach und Baumann: Elastizität und Festigkeit. Berlin: Julius Springer 1924; Körber und Rohland: Mitt. Eisenforsch. Bd. 5. S. 37—54. 1924.

[2] Vermutlich dürften diese Voraussetzungen auch für andere Untersuchungsmethoden Gültigkeit haben.

[3] Sachs-Fiek: Der Zugversuch, S. 134. 1926.

Digitized by Google

2. Nachwirkung und Hysterese und deren Einfluß auf die Versuchswerte.

Der allgemeine Versuchsverlauf sei an Abb. 4a erörtert. An der Stelle B des Dehnungsdiagramms sei der Stab mit P kg belastet. Diese Last sei so lange konstant erhalten, bis bei C ein auffälliges Nachdehnen nicht mehr stattfindet[1].

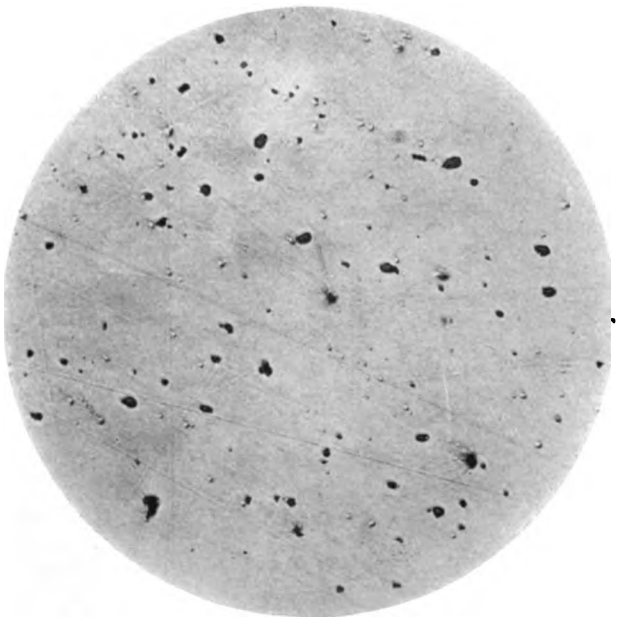


Abb. 1. Vergr. 200fach. Querschliff eines Kupferstabes mit gleichmäßigem Oxydulgehalt.

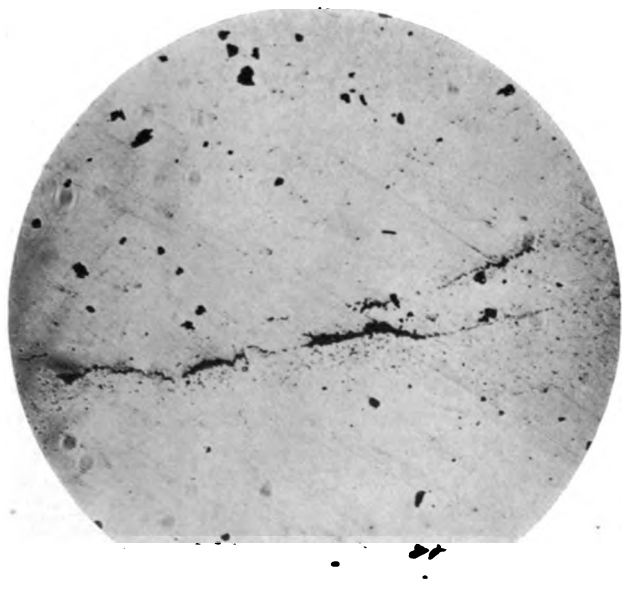


Abb. 2. Vergr. 65fach. Querschliff eines Kupferstabes mit ungleichmäßigem Oxydulgehalt.

[1] Ein Versuchsbeispiel zur Erläuterung des Abklingens der Nachdehnung mit der Zeit unter einer konstanten Last $P = 1200$ kg (der Stab war vorher bei 1100 kg um 0,26% gereckt worden und hatte einen Querschnitt von 200,93 qmm) bringt Abb. 5, Versuch 3. Am Ende des Diagramms, nachdem also die Last 97 Min. gewirkt hatte, betrug die Reckung $1.5 \cdot 10^{-5}$ cm/min. Bei diesem Zustand der Auswirkung erscheint es als zulässig, daß man eine Entlastung (für die Feststellung elastischer Dehnungswerte) vornehmen kann, ohne daß die elastischen Werte durch die Nachreckung getrübt werden, da eine Entlastung auf die nächstniedere Laststufe, bei welcher ein Nachrecken zunächst nicht angenommen werden soll, nur einen Bruchteil einer Minute benötigt.

Bleibt nach dem Entlasten die Probe längere Zeit ruhen (Abb. 4a), so verläuft das Diagramm von D nach E. Eine Wiederbelastung ergibt den Kurvenverlauf $EC'FG$. Der Kurventeil CDE in Abb. 4a stellt mithin eine elastisch rückgängige Bewegung dar, bei welcher bleibende Dehnungen ausgeschieden sind. Die Frage, ob der elastische Weg CD (oder CDE) für eine, für alle Zustände (Belastungen, Reckungen usw.) vergleichbare Ermittlung von α herangezogen werden darf, ist jedoch zunächst völlig ungeklärt. Sowohl der längere Zeit erfordernde Rückgang von D nach E im entlasteten Zustand als auch — trotz vorheriger Auswirkung der Last — das Auftreten noch weiterer plastischer Reckungen $C'F$ nach vorangehender Entlastung und darauffolgender Wiederbelastung schon unter kleinerer Last als P kg und bei viel kürzerer Belastungszeit als zuletzt bei C, lassen vermuten, daß der elastische Kurvenzug CD an seinen Enden durch unübersehbare Nachwirkungen veränderlich ausfallen kann.

Es wurden diese Verhältnisse an den Kurvenzügen der Abb. 4b näher untersucht. Das plastische Spannungs-Dehnungsdiagramm BC (5% Reckung) wurde nach nicht genügender Auswirkung der Last $P = 2350$ kg bei C durch Ent- und Belastungen zunächst in die Schleife I—II übergeführt. Die Belastungsgeschwindigkeit des Schleifenzugs betrug 200 kg/min. Bei F wurde die Probe einer längeren Auswirkung der konstanten Last P unterworfen. Die dabei auftretende

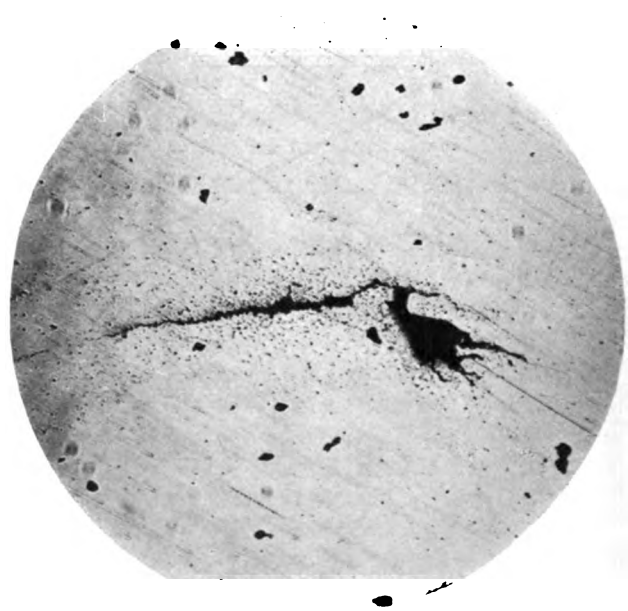


Abb. 3. Vergr. 65fach. Querschliff eines Kupferstabes mit ungleichmäßigem Oxydulgehalt.

Nachreckung $C'FG$ wurde in einem Zeit-Dehnungsbild, Abb. 5, Kurvenzug II, zur Darstellung gebracht. Hier sind die entsprechenden Buchstaben- und Zahlenbezeichnungen wie in Abb. 4b gewählt. Derselbe Vorgang wurde noch zweimal wiederholt (Kurve III, IV und V, VI in Abb. 4b), wobei die Probe um $G'KL$ bzw. $L'OR$ weiterreckte. Die entsprechenden Zeiten für die Nachreckungen sind wiederum aus den Kurven IV und VI in Abb. 5 zu entnehmen. Die jedesmaligen Nachreckungen, die unter einer geringeren Last als $P = 2350$ kg

Digitized by Google

entstanden ($C'F$; $G'K$; $L'O$) sind im Zeit-Dehnungsbild punktiert gezeichnet. Eine jede Entlastung erzeugt mithin einen unausgeglichenen Spannungszustand, welcher beim Wiederbelasten die Weiterreckung dergestalt begünstigt, daß schon unter viel geringerer Last als P die Reckungen in auffallend kürzeren Zeitabschnitten erfolgen, als wenn die Entlastung gar nicht stattgefunden hätte[1].

Nach den Entlastungen waren die rückgängigen Nachreckungen DE, HJ (Abb. 4b) auffallend gering, der Ausgleich war schon nach 6 bzw. 12 Min. so weit vorhanden, daß eine Störung des Versuchs nicht mehr stattfand. Die rückgängige Nachreckung MN, die während einer eintägigen Auswirkung auftrat, ist zu $^8/_{10}$ ihres Wertes durch einen festgestellten Temperaturabfall erzeugt worden, sie wäre also ohne Temperatureinfluß auch gering gewesen.

Für unsere Untersuchungen ist nun von Bedeutung, wie die Nachreckungen und Entlastungen auf die Größe der elastischen Dehnungen einwirken. Zu diesem Zwecke wurden zur besseren Anschauung alle Belastungskurven II, IV, VI in ihrem unteren Fußpunkte (Abb. 6a), alle Entlastungskurven I, III, V, VII in ihrem oberen Endpunkte (Abb. 6b) zusammenfallend dargestellt[2], und es zeigt sich:

Daß die Belastungskurven in ihrem unteren Abschnitt (etwa $^2/_3$ ihrer Höhe) sich vollständig decken, also die mehr oder weniger vollständige Auswirkung und die vorangehenden Entlastungen auf den unteren Teil der Kurve nicht von Einfluß sind. Die Abweichungen, auch die stärksten, infolge nicht genügender Auswirkung, beschränken sich nur auf das obere Drittel, da hier die schon beschriebenen Nachreckungen auftreten, die beim Entlasten Reste ergeben. Die Entlastungskurven I, III, V, VII decken sich unter dem Einfluß der Nachwirkungen nicht, insbesondere streuen I, III, sehr, während V und VII schon nahe aneinandergerückt sind. Die Tangente im oberen Ende von VII verläuft angenähert parallel der Tangente im unteren Ende aller aufsteigenden Kurven[3]. Es läßt sich daher der obere Teil der Kurve VII mit dem unteren Teil der Kurven II, IV, VI angenähert zur Deckung bringen, wenn Kurve VII umgekehrt in die Abb. 6a (gestrichelt) eingezeichnet wird.

Als wichtigstes Ergebnis dieser Untersuchung läßt sich zusammenfassen, daß auch die rückgängigen elastischen Werte, bei denen ja alle Reste ausgeschieden sind, sehr unübersehbar oder zumindest sehr zeitraubend zu ermitteln sind, wenn man mit der Be-

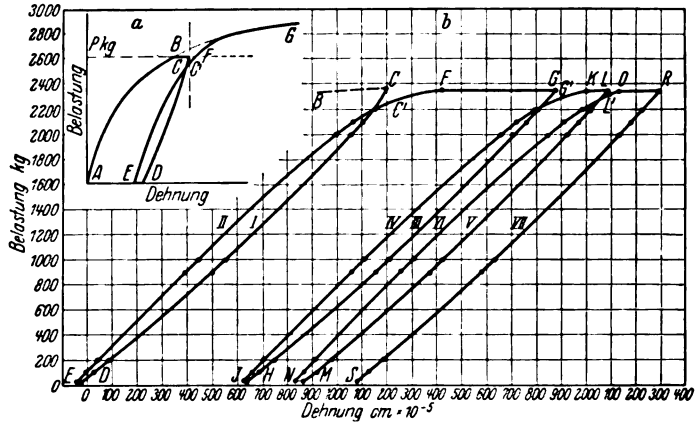


Abb. 4a und b. Einfluß von Entlastungen auf die elastischen Dehnungswerte.

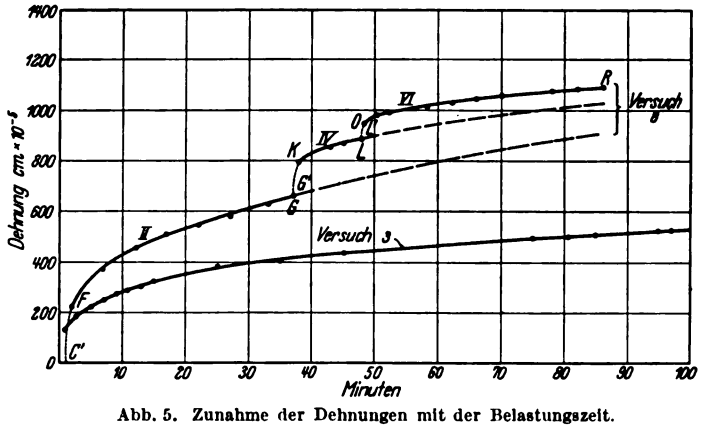


Abb. 5. Zunahme der Dehnungen mit der Belastungszeit.

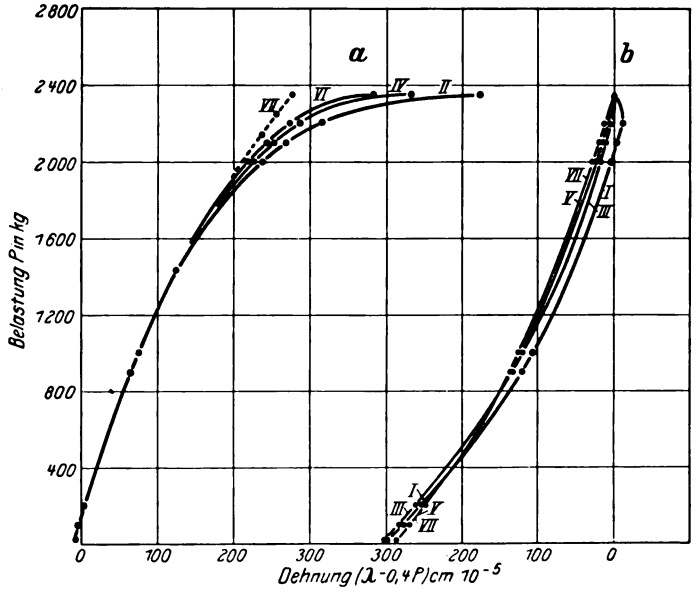


Abb. 6a und b. Vergleichende Zusammenstellung von Be- und Entlastungskurven aus Abb. 4.

lastung nicht genügend weit (etwa $^1/_3$) unterhalb der vorher erreichten maximalen Belastung (jeweilige Streckgrenze) im plastischen Dehnungsschaubild verbleibt.

Anders verhalten sich Schleifen, deren Höhe nur etwa $^2/_3$ bis $^3/_4$ der vorangegangenen maximalen Be-

[1] Vgl. S. Berliner: Über das Verhalten des Gußeisens bei langsamen Belastungswechseln, S. 51. Leipzig: Joh. Ambr. Barth 1906.

[2] Es wurde hier eine Differenzendarstellung gewählt, bei welcher in Richtung der Abszissenachse $-0.4\ P$) cm $\cdot 10^{-5}$ aufgetragen wurde, um die nur kleinen Unterschiede der einzelnen Kurven deutlich hervortreten zu lassen.

[3] Nach Körber und Rohland (a. a. O. S. 48) ist nicht die Tangente im oberen Umkehrpunkt parallel mit der Anfangstangente, sondern in einem tiefer liegenden Punkte „neutraler Spannung". Dies dürfte nur bei nicht völliger Nachwirkung der Last der Fall sein.

Digitized by Google

lastung beträgt. In Abb. 7a und b sind zwei solcher in sich geschlossener Schleifen dargestellt, die nach einer vorangehenden Reckung von 1 bzw. 1,9% (bei 1390 bzw. 1690 kg Belastung) bis zu einer Belastung von $P = 1000$ kg aufgenommen wurden. Bleibende Dehnungswerte sind hierbei nicht vorhanden. Die gestrichelte Kurve ist

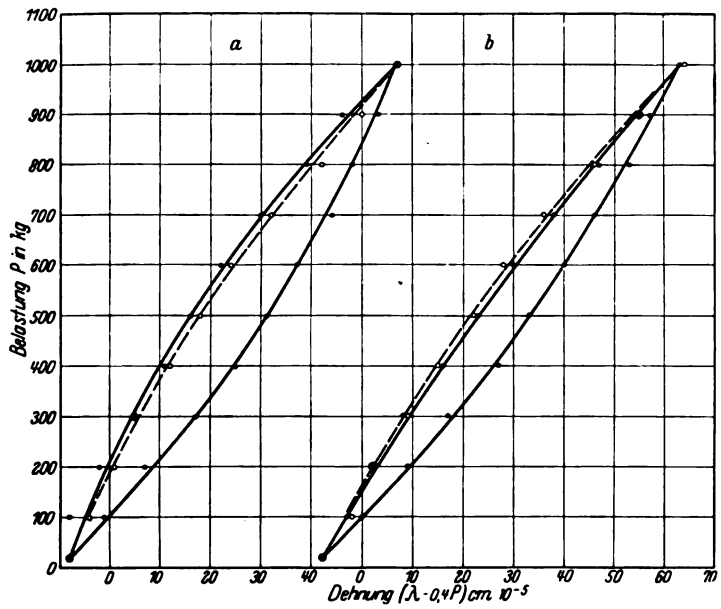


Abb. 7a und b. Hysteresisschleifen nach Ausscheidung der bleibenden Dehnungen.

die umgekehrt eingezeichnete Entlastungskurve, die sich mit der Belastungskurve ihrer ganzen Länge nach deckt. Die geringen Abweichungen von 1 bis 2 cm · 10^{-5} sind zu vernachlässigen, zumal sie einmal links, das

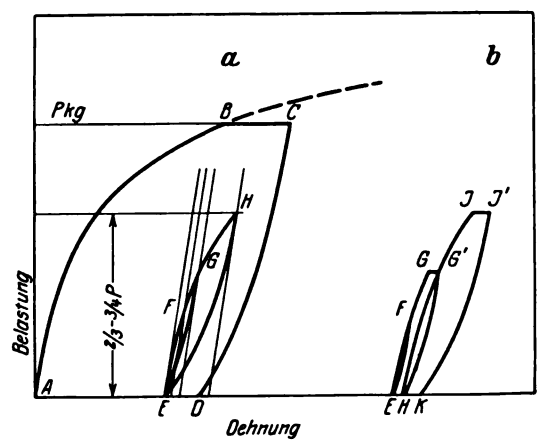


Abb. 8a und b. Belastungsschema zur Ermittlung elastischer Werte unter Ausscheidung der Nachwirkung.

andere Mal rechts von der Belastungskurve liegen, also als Zufälligkeiten zu betrachten sind. Sie sind auf die Unsicherheit der Lage des Anfangspunktes der Kurve zurückzuführen.

Die vorangehende Untersuchung hatte den Zweck, Zeitumstände und Belastungsbereiche zu ermitteln, bei welchen für alle Reckgrade die elastischen Werte vergleichbar, also durch Nachwirkungen nicht gestört sind. Es wurde gefolgert, daß zur Ermittlung von α_0 (Dehnungszahl bei einer unendlich kleinen Anfangslast) sowohl die Tangente im Fußpunkte als auch die mit ihr parallel verlaufenden Tangenten[1] in oberen Umkehrpunkten (falls die Schleifenbelastungen weniger als etwa $^2/_3$ bis $^3/_4$ der Recklast betragen) Verwendung finden kann und im folgenden auch in Anspruch genommen wurde, weil die kleinsten, nahe an Null liegenden Lasten immer Ungenauigkeiten in der Dehnungsmessung mit sich bringen. Für höhere Belastungen (bei denen α aus der Sehne errechnet wird) konnten die rückgängigen elastischen Werte nur aus den Entlastungskurven von solchen Schleifen entnommen werden, deren Höhe in Richtung der Ordinate im Diagramm auch nur etwa $^2/_3$ oder $^3/_4$ der vorangehenden Recklast beträgt. In Verfolgung der gewonnenen Erkenntnisse wurde das in Abb. 8a dargestellte Versuchsschema angewandt, d. h. nach einiger Auswirkung der Last P von B bis C, ferner nach Entlasten und beliebiger im Versuchsprogramm gewählter Auswirkung bei der Anfangslast von D bis E wurde eine elastische Schleife $EFGHE$ mit den Entlastungsstufen FE, GE, HE (die Anzahl der Entlastungsstufen ist beliebig) ermittelt, bei welcher gemäß den vorangehenden Erwägungen die in der Nähe des Punktes C auftretenden Nachwirkungseinflüsse ausgeschaltet sind. Es zeigten sich aber hin und wieder auch hier noch geringfügige plastische Reste infolge Liegenlassen der Probe im entlasteten Zustand nach der vorangehenden Reckung, die in Abb. 10b übertrieben bei GG', II' dargestellt sind, die aber auf den Verlauf der Entlastungen $G'H$ bzw. $I'K$ wegen ihrer Geringfügigkeit keinen praktischen Einfluß ausübten. Diese wurden während des Versuchs zur vollen Auswirkung gebracht, was meist nur einige Minuten in Anspruch nahm. In den Fällen, wo diese bleibenden Reste auftraten, wurden sie in der zeichnerischen Darstellung auf die Weise ausgeschaltet, daß die Fußpunkte E, H und K (Abb. 8b) zur Deckung gebracht wurden, wodurch dann wiederum der elastische Kurvenzug $EFGH$ der Abb. 8a entsteht, in welchem bleibende Dehnungen nicht angenommen wurden. Hierin sind, entsprechend den vorangehenden Versuchen, die Tangenten im oberen Ende an die Entlastungskurven in F, G, H parallel der Anfangstangente in E an die Belastungskurve.

Da bei der Anwendung von Feinmeßgerät die kleinen Dehnungsmessungen bei den beginnenden niedrigen Laststufen zu Ungenauigkeiten Anlaß geben, wurden zur Kontrolle und Mittelbildung bei den kommenden Versuchen die kleinen Entlastungsstufen an den Umkehrpunkten der Schleifen mit herangezogen, und zwar wurden sowohl diese als auch die untersten Belastungswerte bei jeder neuen Laststufe ermittelt, so daß eine große Anzahl Werte zur Mittelbildung für die erste kleine Last vorhanden war.

3. Einfluß von Belastung und Prüfreckung auf die Versuchswerte.

Es sei nun auf die Versuche im besonderen und auf die α-Auswertung eingegangen. Abb. 9a stellt, um eine Übersicht der Versuche zu geben, das Spannungs-

[1] Dies trifft nur bei gereckten, nicht aber, wie sich später herausstellte, bei gereckten und darauf getemperten Proben zu.

Digitized by Google

Dehnungsschaubild des Kupferzugstabes mit sämtlichen Entlastungspunkten dar, die mit 1 bis 36 bezeichnet sind. Da die Veränderlichkeit von α vermutlich innerhalb sehr enger Grenzen liegen dürfte und die Möglichkeit vorlag, daß ein System der Veränderlichkeit von α von Versuchsstörungen, Streuen der Werte u. dgl. überdeckt und daher unübersichtlich gemacht werden würde, war die Beachtung der Ergebnisse der vorbereitenden Versuche sehr notwendig. In der Auswertung wurde da, wo Berechtigung dazu vorhanden war, Gebrauch von Ausgleichslinien gemacht, um die Gesetzmäßigkeit hervortreten zu lassen und um die ausgeglichenen Werte für weitere Folgerungen in Rechnung zu setzen. Die Ermittlung des mit verschieden hoher Belastung veränderlichen α wurde, wie eingangs erwähnt, im Anschluß an die Praxis vorgenommen, in welcher immer mit den Versuchsprotokollen entnommenen λ-Werte[1] für alle Belastungsstufen und Reckgrade (36 Versuche) zusammengestellt, und unter b sind die einer Belastung von 100 kg entsprechenden Mittelwerte aus a (Lastintervall: 80 kg) die durch proportionale Umrechnung ermittelt wurden, eingetragen, um diese mit den unter c angegebenen Entlastungswerten (für 100 kg) vergleichen zu können. Die in Abb. 9b bis zur Belastung von 1000 kg ausgeglichenen Werte sind unter e eingetragen. Aus den Tangenten im Ursprungspunkt sämtlicher Ausgleichskurven in Abb. 9b wurden die Ursprungsneigungen derselben ermittelt und hieraus α_0 (für unendlich kleine Belastung) errechnet (Tab. 2, h). Aus den Sehnen zwischen entsprechenden Kurvenpunkten und dem Ursprungspunkt ergaben sich die α-Werte (Tab. 2, g) für die höheren Belastungen ($\alpha = \frac{\lambda}{l \cdot \sigma}$ für $l = 10$ cm).

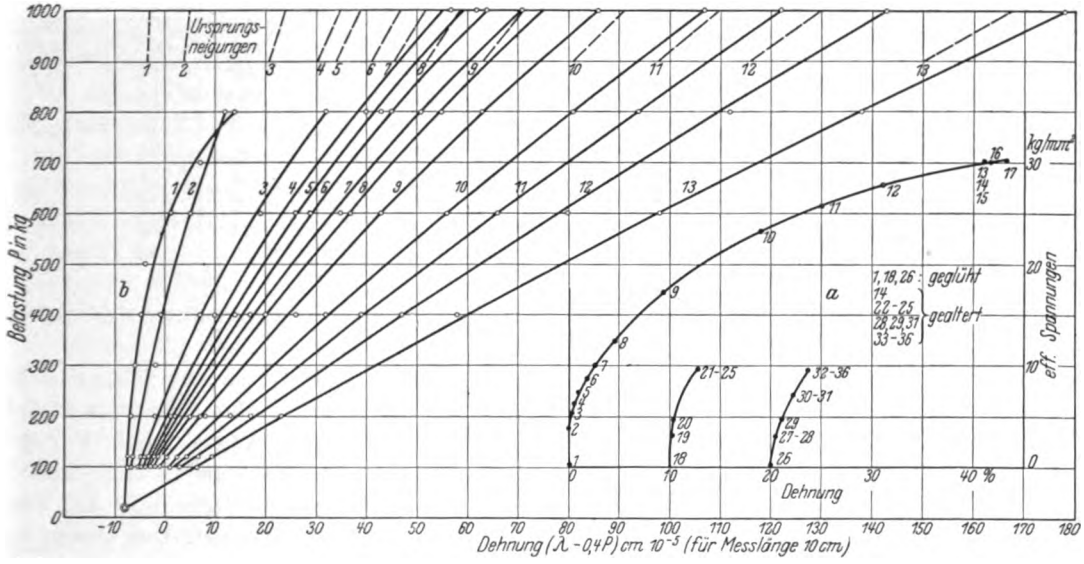


Abb. 9b. Elastische Dehnungskurven nach zunehmenden Reckungen. Abb. 9a. Spannungs-Dehnungsschaubild des Kupferstabes.

ächtlich über Null liegenden Belastungen geprüft wird. as Gesetz der Veränderlichkeit von α bei verschiedenen elastungen ist aber zugleich eine Kontrolle für den ert des einer unendlich kleinen Last entsprechenden -Wertes (α_0), der alsdann durch Extrapolation gefunden erden kann, und der als Kontrolle für den Wert dient, elcher mit Hilfe der Tangente im Anfangspunkt r aufsteigenden Kurve (und auch absteigenden) erittelt wird.

In Abb. 9b sind die elastischen Dehnungskurven, ren Einzelwerte sich gemäß Abb. 8a aus rückgängigen ersuchswerten ergaben, für die untersuchten Reckade wiedergegeben. Es wurden die Differenzen $\lambda - 0.4\ P$) für die gewählten Laststufen aufgetragen, n bei der sehr großen Empfindlichkeit der Darstellung nügend steile Kurven zu erhalten. Die Ausgleichsnien schlossen sich den Versuchspunkten sehr nahe an. e wichen nur bis zu 2 Versuchseinheiten, d. h. $2 \cdot 10^{-5}$ cm . Tab. 1 zeigt als Beispiel das Versuchsprotokoll für n Versuch Nr. 5. Die Gleichheit der Entlastungswerte den oberen Umkehrpunkten (~ 45 cm 10^{-5} für 100 kg) daraus ersichtlich. In Tab. 2[1] sind unter a, c, d die aus

Die für die Berechnung von α erforderlichen Spannungen, bezogen auf den jeweiligen durch das Recken erreichten Querschnitt, finden sich in Tab. 2 unter f. Die Dehnungsmessungen begannen erst von einer geringen Anfangslast von 20 kg an, um anfängliche Störungen durch die beweglichen Teile der Stabeinspannung zu vermeiden.

Die Werte für α wurden für jeden Versuch in Abhängigkeit von der Spannung in Abb. 10 eingetragen. Die Verbindungslinien ergeben mit genügender Annäherung Gerade, d. h. α wächst proportional der Spannung. Die Abszisse wird von diesen Geraden in Punkten geschnitten, die dem Wert α_0 entsprechen und mit denjenigen Werten übereinstimmen müssen, welche aus den Anfangstangenten (Abb. 9 b) errechnet wurden. Den 13 Versuchen mit verschiedenen Reckgraden entsprechen 13 gerade Linien in Abb. 10. Die Neigungen der Geraden geben einen Maßstab für den Grad der Hysterese. Deutlich sichtbar wird dies an den in Abb. 7a und 7b dargestellten Schleifen der Versuche 5 und 6, die nach Vorreckungen von 1 bzw. 1,9% durchgeführt wurden. Die stärker gereckte Probe hat eine wesentlich flachere

[1] Die Zahlenwerte für die Stichversuche mit den gezogenen upferstangen sind in der Tabelle 2 nicht enthalten.

[1] Nur Entlastungswerte!

Digitized by Google

Tabelle 1. Versuch 5. Zustand: 1% gereckt, 24 St. gelagert, Meßlänge 10 cm, Querschnitt $F = 199{,}56$ qmm.

Zeit der Belastung Min.	Belastung kg	Ablesungen links $\frac{1}{50000}$ cm	Ablesungen rechts $\frac{1}{50000}$ cm	Ablesungen mittel $\frac{1}{100000}$ cm	Dehnung Zuwachs[1] $\frac{1}{100000}$ cm	Dehnung Zuwachs[1] $\frac{1}{100000}$ cm
0	20	0	0	0	—	
	100	13	23	36	36	
	200	39	44	83	—	
	100	17	22	39	—44	
13	20	0	1	1	—	— 82
15	20	0	1	1	—	
	100	12	26	38	37	
23	400	80	96	176	—	
26	400	81	97	178	—	
	300	59	74	133	—45	
30	20	0	4	4	—	—174
32	20	0	4	4	—	
	100	17	24	41	37	
38	600	126	146	272	—	
40	600	127	146	273	—	
42	600	127	146	273	—	
	500	106	123	229	—44	
46	20	0	7	7	—	—266
48	20	0	7	7	—	
	100	17	28	45	38	
52	800	172	199	371	—	
54	800	177	196	373	—	
56	800	177	197	374	—	
58	800	175	200	375	—	
60	800	175	200	375	—	
	700	155	175	330	—45	
65	20	0	12	12	—	—363
67	20	0	12	12	—	
	100	14	35	49	37	
72	1000	226	254	480	—	
74	1000	222	260	482	—	
76	1000	222	260	482	—	
	900	200	236	436	—46	
80	20	0	19	19	—	—463
82	20	0	19	19	—	
	1000	220	261	481	—	
	1100	245	292	537	—	
	1200	275	330	605	—	
88	1300	316	380	696	—	
90	1300	319	384	703	—	
93	1300	320	386	706	—	
	1200	299	364	663	(—43)[2]	
96	1300	322	389	711	—	
100	1300	325	390	715	—	
105	1300	326	392	718	—	
110	1300	326	394	720	—	
	1300	327	394	721	—	
116	1200	310	366	676	—45	
121	20	19	74	93	—	—628
147	20	19	74	93	—	

[1] In der letzten Spalte sind die Dehnungsunterschiede zwischen der größten und kleinsten Dehnung nach dem Entlasten angegeben.

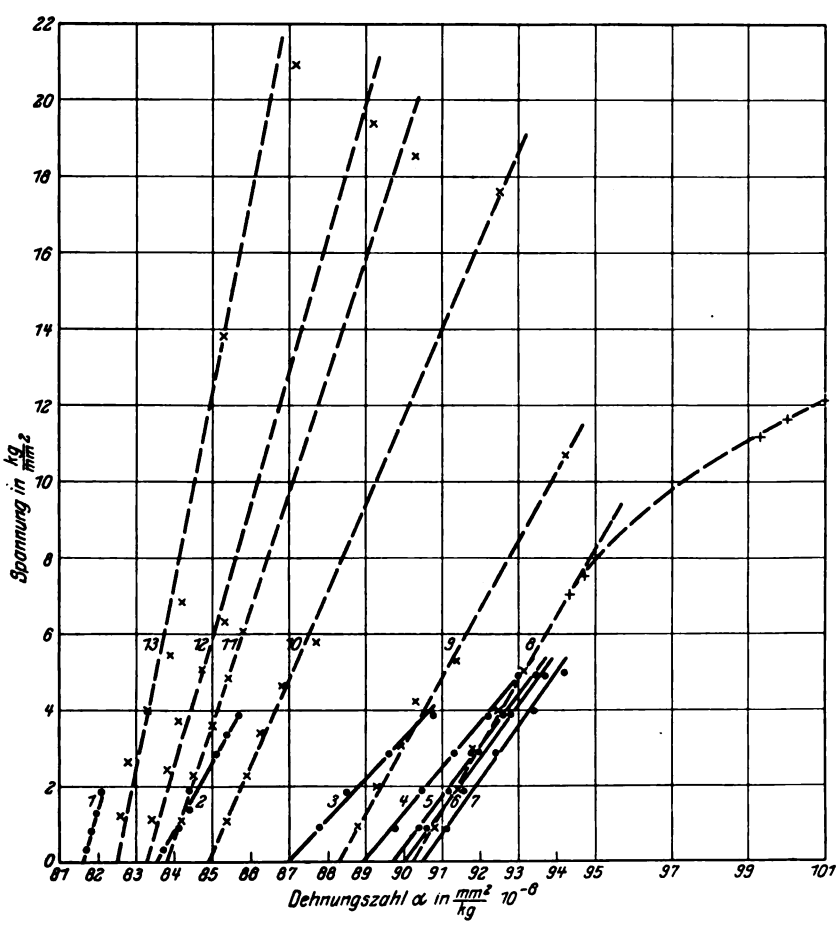


Abb. 10. Abhängigkeit der elastischen Dehnungszahl von der Spannung bei geglühtem und gerecktem Kupfer.

Schleife. Entsprechend verändern sich die Neigungen der Geraden 5 und 6 in Abb. 10.

Die kontinuierliche Veränderlichkeit der Richtungskonstanten der Linien 3 bis 13 ist aus Abb. 11a ersichtlich. Für die geglühte Probe wurden hier drei Neigungswerte, entsprechend den Versuchen 1, 18, 26 eingetragen, worauf später eingegangen wird. Die Linien in Abb. 10 verschieben ihre Lage zuerst nach rechts und dann wieder nach links. Es wächst also α für alle Belastungsspannungen zunächst mit der Reckung und nimmt dann wieder ab. Die Veränderlichkeit von α_0 mit dem Reckgrad ist in Abb. 11b dargestellt. Es sei darauf hingewiesen, daß der gegenseitige Abstand zweier Linien in Abb. 10 zum Teil nur einen Bruchteil eines Prozentes von α beträgt, und daß trotzdem Lage und Richtung festgelegt werden konnten. Die Bestimmung von α mit einer Genauigkeit von durchschnittlich 0,2% wurde durch die Ausgleichung in Abb. 9b erzielt. Die α-Werte in Abb. 10 wurden nur bis zu einer Belastung von rd. $^2/_3$ bis $^3/_4$ der jeweiligen Streckgrenze eingetragen. Geht man über dies Gebiet hinaus, so biegt die α-Linie stark nach rechts ab, d. h. die durch Entlastungen ermittelten α-Werte nehmen stark zu. Dies wurde in Abb. 10

[2] Nicht ausgewirkt.

Digitized by Google

nur für den Versuch 8 zur Darstellung gebracht. Diese λ-Linie folgt aus der elastischen Dehnungskurve VII in Abb. 6a, die nach einer Auswirkungszeit von 86 Min. gemäß Abb. 4b und 5 aufgenommen wurde. Für die übrigen Versuche sind einige obere Werte in der Tab. 2 unter g angegeben.

4. Verhalten des gezogenen Werkstoffs beim Versuch.

Es wurden in gleicher Weise einige Stichversuche mit durch Düsen gezogenen Kupferstangen durchgeführt und hart- und halbhartgezogene mit geglühten verglichen. Die Veränderlichkeit von α mit der Spannung und dem Reckgrad zeigen entsprechend den früheren Versuchen 1 bis 13 die Abb. 12a bis c, aus denen α_0 für alle Reckgrade der drei Sorten entnommen werden kann. In Abb. 11c bis e sehen wir die Veränderlichkeit von α_0 der zwei verschieden hart gezogenen Stäbe im Vergleich mit dem geglühten. Bei dieser Darstellung ist versucht worden, den Ziehgrad, d. h. die Verringerung des Querschnitts der Kupferstangen in der Ziehdüse mit den Querschnittsverringerungen beim Recken in der Maschine in Einklang zu bringen; er wurde in Längsreckung umgerechnet und aufgetragen. Trotz der schon in der Ziehdüse erfolgten beträchtlichen Verformung tritt jedesmal infolge der Prüfreckung das Maximum von α wieder auf. Aber auch der nur in der Ziehdüse erzeugte Verformungsgrad scheint einen ähnlichen Verlauf von α hervorzubringen, wie die Kurve f (Abb. 11) erkennen läßt, die durch die Anfangspunkte der drei Kurven c, d, e geht, also keine zusätzlichen Prüfreckungen enthält.

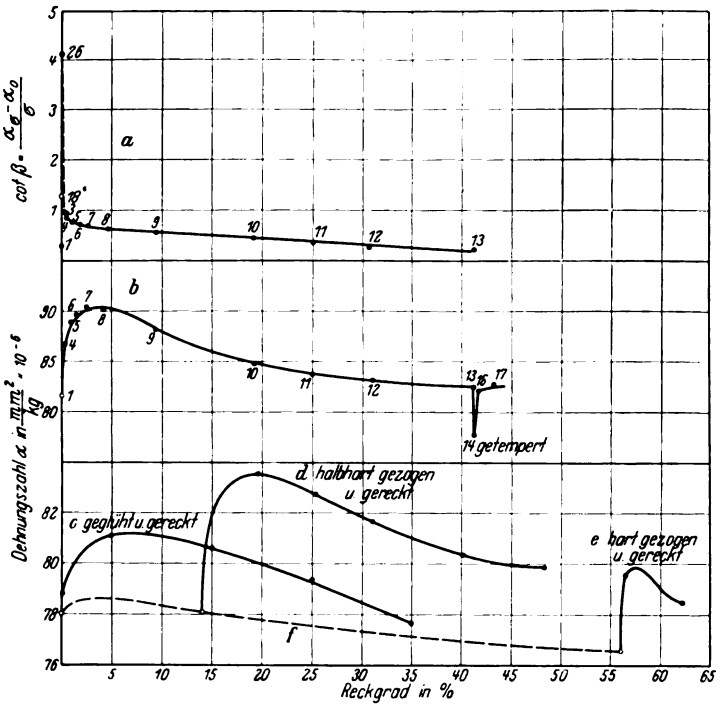


Abb. 11a. Kontinuierliche Veränderlichkeit der Richtungskonstante.
Abb. 11b bis f. Abhängigkeit der elastischen Dehnungszahl vom Reckgrad.

5. Veränderlichkeit der Versuchswerte nach dem Lagern, Tempern[1] und Glühen.

Im folgenden wird der Einfluß des Lagerns und der Wärmebehandlung auf die elastischen Eigenschaften behandelt. Bei den bisher beschriebenen Versuchen blieb die Probe nach erfolgter Reckung einen Tag lang liegen, bevor die elastischen Eigenschaften festgestellt wurden. Nimmt man den Versuch sofort nach erfolgter Reckung vor, so dürften etwaige Nachwirkungen zunächst verhältnismäßig schnell vor sich gehen und die Versuchsdauer von Einfluß sein. In der Tat zeigten sofort nach der Reckung vorgenommene Versuche ungleichmäßigere Werte als solche, die längere Zeit nach der Reckung erfolgten. In Abb. 13a sind die λ-Werte von vier verschieden gereckten Proben (Versuche 3 bis 6) gegenübergestellt, die je einmal sofort und dann nach Verlauf eines Tages geprüft wurden (vgl. Tab. 2. Die sofort ermittelten λ-Werte sind unter d eingeklammert). Durch das Lagern von 24 St. nahm λ und damit auch α ab, die Abnahme betrug im Mittel 1 bis 2%. Durch kurzes Lagern nach dem Recken traten auch häufig schon bei den kleinsten Laststufen wieder bleibende Reste auf (Abb. 13b), die aber, wie schon bei Behandlung der Abb. 8b erwähnt wurde, nach ihrer Ausscheidung auf die Entlastungswerte und somit auch auf α keinen weiteren Einfluß hatten.

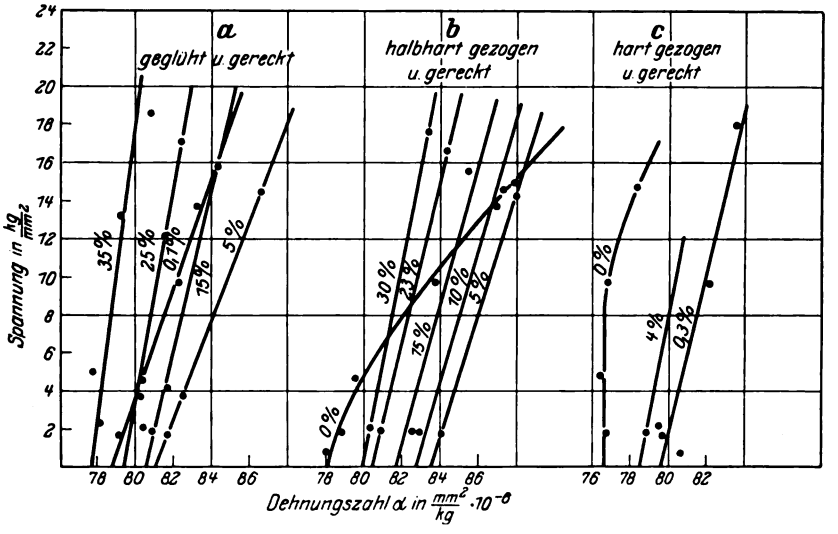


Abb. 12a bis c. Abhängigkeit der elastischen Dehnungszahl von der Spannung bei gezogenem Kupfer im Vergleich zum geglühten.

Einem längeren Alterungsprozeß wurde die Kupferprobe, nachdem sie bis 41,1% vorgereckt war, unterworfen, indem sie 12 Tage lang gelagert und je Tag rd. 7 St. auf 100° erwärmt (getempert) wurde. Hierdurch nahm α_0 um $5^1/_2$% ab (Versuch 14, Tab. 2, Abb. 14 und 11b) und die Probe folgte bis zur Belastung von

[1] Unter „Tempern" sei hier eine mehr oder weniger lange Erwärmung bei Wärmegraden verstanden, die unter der Rekristallisationstemperatur liegen.

Digitized by Google

Tabelle 2.

Bezeichnung	Entlastungsstufen kg von	bis	Belastung kg	Versuch Nr.	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12	13	14	15	16	17	18
				%	Geglüht 400° 1 St.	0,0222	0,26	0,49	1,0	1,9	2,6	4,7	9,4	19,1	25,0	31,0	41,1	41,1	41,1 + 0,005	41,1 + 0,5	41,1 + 2,05	Geglüht 400° 1 St.
				qmm	201,44	201,44	200,93	200,31	199,56	197,81	196,07	192,36	184,09	169,26	161,00	153,70	142,7	142,7	142,7	142,0	141,4	124,89
				kg	—	800	1100	1250	1390	1690	1930	2347	3150	3940	4150	4260	4310	getempert	3140	4270	4310	—
				kg/qmm	—	3,97	5,47	6,24	6,97	8,55	9,85	12,20	17,11	23,26	25,76	27,70	30,16	100° 70 St.	22,00	30,07	30,45	—
					Rückgängige Dehnungswerte für die Meßlänge 10 cm in cm · 10^{-5} bei nebenstehenden Belastungen:																	
a	100	20	80		34 33	32	34	38 36	36 35	37 37	36	36 36	37	38	42 40	44 43	46	44 44	43	45	48	53
					32 30	34	36	35 36	35 36	37 38	37	37 37	38	39	41 41	43 44	46	44 43	45	45	47	53
					32 33	—	—	36 35	37 37	37 36	38	37 36	37	39	42 40	41 43	44	45 41	44	46	47	52
					34	—	—	35 35	38 37	35 35	37	37 37	38	39	41 41	42 45	—	45	43	46	48	52
					—	—	—	35 36	37 36	34 35	—	38 38	39	40	—	—	—	—	—	46	47	54
					—	—	—	35	36	36	—	—	—	39	—	—	—	—	—	—	—	52
		Mittel:			32,6	33,0	35,0	35,4	36,0	36,1	36,7	36,9	37,8	39,0	41,0	43,0	45,3	43,7	43,8	45,6	47,4	53,0
b	Mittel a bezog. auf 100				40,7	41,3	43,7	44,2	45,0	45,1	45,9	46,1	47,3	48,8	51,3	53,8	56,7	54,6	54,8	57,0	59,3	66,3
c	200	100	100		—	—	—	43 43	44 44	46 46	46	47	—	48	51	55	57 57	54	54	58	59	67 66
	300	200			—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	67
	400	300			—	—	—	45 44	45 45	45 44	46	47	49	51 50	52	55	56 57	54	55	57	59	66
	500	400			—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—
	600	500			—	—	43	45 46	44 44	46 45	46	46	48	51	52	54	57	54	55	56	58	—
	700	600			—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—
	800	700			—	42	42	44 45	44 45	45 45	45	47	48	51	52	55	57	56 56	56	58	58	—
	1000	900			—	—	42	43 44	45 45	46 46	46	47	49	51	52 53	54	59	56	57	57	59	—
								43	46 44	44												
	1100	1000			—	—	43 44	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—
							43 43															
	1300	1200			—	—	—	—	45	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—
	1500	1400			—	—	—	—	—	45	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—
	1700	1600			—	—	—	—	—	—	46	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—
	2000	1900			—	—	—	—	—	—	—	—	49	—	—	—	57	59	—	57	—	—
	2700	2600			—	—	—	—	—	—	—	—	48	—	—	—	—	—	—	—	—	—
	3000	2900			—	—	—	—	—	—	—	—	—	52 50	52 53	55 55	57	59	—	—	—	—
		Mittel:			40,7	41,6	43,0	44,1	44,7	45,2	45,9	46,7	48,3	50,3	52,2	54,6	57,1	55,0	55,3	57,1	58,8	66,5
d	200	20	180		73	—	78	81 80	82 (83)	81 (84)	85	87	85	88	93	97	103	98	99	104	107	120
	300		280		114	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	194
	400		380		155	159	167 (172)	170 (178)	174 (177)	174 (180)	177	180	186	192	199	207	218	207	210	222	226	284
	500		480		196	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—
	600		580		241	245	259 (263)	266 (268)	266 (270)	269 (274)	275	277	283	296	306	320	338	316	323	339	345	—
	700		680		278	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—
	800		780		334	232	352 (346)	360 (361)	363 (367)	365 (371)	371	375	383	401	414	432	458	434	440	458	467	—
	900		880		—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—
	1000		980		—	—	453 (466)	457 (462)	463 460 465 457 468 463	464 (468) 464	471	—	486	507	522	543	578	550	557	579	588	—
	1100		1080		—	—	509	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—
	1300		1280		—	—	—	—	628	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—
	1500		1480		—	—	—	—	—	739	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—
	1700		1680		—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—
	2000		1980		—	—	—	—	—	—	—	—	1011	—	—	—	1182	1161	—	1189	1207	—
	2350		2330		—	—	—	—	—	—	—	1222	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—
													1410	—	—	—	—	—	—	—	—	—

Digitized by Google

	100		80	32,4	32,2	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	52,8
	200		180	73,0	75,1	78,5	80,4	81,5	82,5	83,6	84,9	86,9	90,8	94,2	97,6	104,0	-	-	120,5
	300		280	113,9	117,2	—	—	—	—	- -	- -	—	—	—	- -	-	- -	—	194,0
	400		380	155,2	159,5	167,2	171,0	173,1	175,0	177,6	180,0	184,0	192,2	199,2	207,0	220,0	- -	-	284,0
e	500	20	480	197,3	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	- -	—	—
	600		580	241,0	245,1	258,0	263,8	266,5	269,0	273,2	276,5	283,0	295,9	306,0	318,0	338,0	—	—	—
	700		680	286,0	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—
	800		780	334,0	332,5	352,0	358,5	362,0	365,0	370,7	374,5	383,0	400,0	413,6	429,3	457,8	—	—	—
	1000		980	—	—	449,0	455,0	459,0	464,0	471,0	475,0	486,0	507,0	522,0	543,0	578,0	—	—	—
											Spannungen σ in kg/qmm:								
	100		80	0,397	0,397	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	0,561	0,561	0,563	0,571	0,641
	200		180	0,893	0,893	0,895	0,897	0,902	0,911	0,918	0,935	0,978	1,063	1,118	1,170	1,260	1,260	1,260	1,266	1,286	1,442
	300		280	1,39	1,39	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	2,24
	400		380	1,89	1,89	1,89	1,89	1,90	1,92	1,94	1,97	2,06	2,24	2,36	2,47	2,66	2,66	2,66	2,67	2,71	3,04
	500		480	2,38	2,38	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—
	600		580	2,88	2,88	2,88	2,89	2,91	2,93	2,96	3,01	3,15	3,43	3,60	3,78	4,06	4,06	4,06	4,08	4,14	—
	700		680	3,37	3,37	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—
	800		780	3,88	3,88	3,88	3,89	3,91	3,95	3,97	4,05	4,24	4,61	4,84	5,07	5,46	5,46	5,46	5,49	5,57	—
f	1000	20	980	4,87	4,87	4,88	4,89	4,91	4,96	5,00	5,09	5,32	5,78	6,08	6,37	6,87	6,87	6,87	6,89	6,99	—
	1100		1080	—	—	5,38	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—
	1300		1280	—	—	—	—	6,42	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—
	1500		1480	—	—	—	—	—	7,48	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—
	1700		1680	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—
	2000		1980	—	—	—	—	—	—	—	—	10,75	—	—	—	13,87	13,87	13,87	13,94	14,13	—
	2350		2320	—	—	—	—	—	—	—	12,10	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—
	2700		2680	—	—	—	—	—	—	—	—	14,55	—	—	—	—	—	—	—	—	—
	3000		2980	—	—	—	—	—	—	—	—	—	17,60	18,50	19,38	20,88	20,88	—	—	—	—
											Dehnungszahlen α in qmm/kg · 10^{-6}:								
	100		80	81,7	83,7	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	77,9	78,2	80,9	83,0	82,4
	200		180	81,8	84,1	87,8	89,8	90,4	90,6	91,1	90,8	88,8	85,4	84,2	83,4	82,6	77,8	78,6	82,2	83,2	83,6
	300		280	82,0	84,4	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	86,8
	400		380	82,2	84,4	88,5	90,5	91,2	91,2	91,6	91,4	89,3	85,9	84,5	83,8	82,8	77,9	79,0	83,1	83,4	93,3
	500		480	82,9	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—
	600		580	83,8	85,1	89,6	91,3	91,7	91,9	92,4	91,8	89,9	86,2	85,0	84,2	83,3	77,8	80,0	83,0	83,4	—
	700		680	84,9	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—
	800		780	86,2	85,8	90,8	92,2	92,6	92,8	93,4	92,5	90,3	86,8	85,4	84,7	83,9	79,6	80,6	83,4	83,8	—
g	1000	20	980	—	—	92,0	93,0	93,7	93,7	94,2	93,1	91,4	87,7	85,8	85,3	84,2	80,1	81,0	84,1	84,2	—
	1100		1080	—	—	94,6	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—
	1300		1280	—	—	—	—	98,0	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—
	1500		1480	—	—	—	—	—	98,8	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—
	2000		1980	—	—	—	—	—	—	—	—	94,2	—	—	—	85,3	83,8	—	85,3	85,4	—
	2350		2320	—	—	—	—	—	—	—	1010	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—
	2700		2680	—	—	—	—	—	—	—	—	96,9	—	—	—	—	—	—	—	—	—
	3000		2980	—	—	—	—	—	—	—	—	—	92,5	90,3	89,2	87,2	86,0	—	—	—	—
											Dehnungszahl α_0 in qmm/kg · 10^{-6}:								
h			∞	81,6	83,5	86,9	88,9	89,7	90,0	90,5	90,2	88,3	84,9	83,8	83,3	82,5	77,8	78,0	82,3	82,8	81,6
											Richtungskonstante $\cot g\,\beta = \frac{\alpha\,\sigma - \alpha_0}{\sigma}$:								
i				(0,3)	(0,56)	0,94	0,84	0,76	0,72	0,70	0,64	0,56	0,44	0,34	0,28	0,22	—	—	—	—	—

Digitized by Google

Tabelle 2. (Fortsetzung.)

Versuch Nr.		19	20	21	22	23	24	25	26	27	28	29	30	31	32	33	34	35	36
rad	%	0,03	0,34	2,74	2,74	2,74	2,74	2,74	Geglüht 650° 1 St.	0,5	0,5	1,01	2,15	2,15	3,6	3,6	3,6	3,6	3,6
schnitt	qmm	124,89	124,49	121,35	121,35	121,35	121,35	121,35	121,35	120,76	120,76	119,99	118,82	118,82	117,09	117,09	117,09	117,09	117,09
sklast	kg	400	600	1190	getempert				—	380	getempert	575 Get. 100° 24 St.	850	getempert	1140	getempert			
Reckspannung	kg/qmm	3,24	4,82	9,81	100° 24 St.	100° 74 St.	310° 1 St.	400° 1 St.	—	3,15	100° 24 St.	4,79	7,15	100° 24 St.	9,73	100° 1 St.	100° 12 St.	100° 24 St.	100° 74 St.

Bezeichnung	Entlastungsstufen kg von	bis	Belastung kg	Rückgängige Dehnungswerte für die Meßlänge 10 cm in cm · 10^{-5} bei nebenstehenden Belastungen:																
a				55	(60)	61 59	57	57	57	59 56	57	58	57	58	60	58	60 59	59	59	59	57 56
				55	(60)	59 59	57	57	56	58 57	57	57	58	59	60	58	59 60	60	59	58	56 56
				55	(60)	59 59	57	57	56	58 57	53	57	57	59	60	—	59 60	58	58	57	57 57
	100	20	80	55	(59)	60 61	57	58	55	57 57	—	59	—	59	60	—	61	59	59	58	57
				—	(59)	60	57	58	57	—	—	59	—	59	59	—	—	58	58	57	—
				—	—	—	56	—	57	—	—	—	—	—	58	—	—	57	57	57	—
		Mittel:		55,0	(59,6)	59,7	56,7	57,4	56,3	57,4	55,7	58	57,3	58,7	59,5	58	59,7	58,5	58,3	57,7	56,6
b	Mittel a bezog. auf 100			68,8	(74,5)	74,7	70,8	71,8	70,4	71,8	69,6	72,5	71,7	73,4	73,4	72,5	74,6	73,1	73,0	72,1	70,8
c	200	100	100	65	(73)	75	73 73	73	74	72	69	77 78[1]	71	73	73	74	73	74	74	74	73
	300	200		67	(74)	74 75	74	74	75	75	73 74 72 73 73	77 78[2]	75	73	73	74	75	—	73	74	73
	400	300		66	(72)	74	74	75	75	73	—	—	72 71 73	—	74	75	75	75	73	74	73
	500	400		—	—	74	75	75	76	73	—	—	—	72	73	75	72	—	—	—	—
	600	500		—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	71	73	74	73	74	75	73
	700	600		—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—
	800	700		—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	74	73	73	75	75
	1000	900		—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—
	1100	1000		—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—
	1300	1200		—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—
	1500	1400		—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—
	1700	1600		—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—
	2000	1900		—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—
	2700	2600		—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—
	3000	2900		—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—
		Mittel:		66,7	(73,4)	74,4	73,7	74,3	75,0	73,3	73,4	77,5	74,0	72,7	72,8	74,2	83,8	73,8	73,4	74,4	73,4
d	200		180	123	(135)	134	131	131	131	129	132	133 173[1]	131	132	133	133	135	133	133	131	131
	300		280	197	(213)	212	208	209	207	207	221	209 254[2]	212	209	210	211	212	209	207	208	207
	400		380	279	(293)	287	285	288	284	283	—	—	302	289	289	288	289	286	286	285	284
	500		480	—	—	367	364	366	364	361	—	—	—	373	367	369	366	363	362	364	363
	600		580	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	447	449	444	439	443	443	442
	700		680	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	527	—	—	—	—
	800		780	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	610	603	606	609	602
	900		880	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—
	1000	20	980	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—
	1100		1080	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—
	1300		1280	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—
	1500		1480	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—
	1700		1680	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—
	2000		1980	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—
	2350		2330	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—
	2700		2680	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—

Digitized by Google

e	400	20	380	279,0	—	288,3	285,0	286,8	284,5	282,5	—	—	—	289,0	287,5	289,2	288,9	285,0	285,0	285,0	284,1
	500		480	—	—	367,0	364,0	366,0	363,0	361,0	—	—	—	—	366,5	369,0	367,0	362,0	363,0	363,0	362,7
	600		580	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	447,0	449,3	446,0	439,0	441,9	443,0	441,6
	700		680	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	527,2	518,6	522,6	524,6	522,0
	800		780	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	610,8	603,0	605,6	609,0	603,0
	1000		980	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—

Spannungen σ in kg/qmm:

f	100	20	80	0,641	—	0,659	wie 21	—	—	—	—	0,663	0,663	0,666	0,673	0,673	0,683	wie 32			
	200		180	1,442	—	1,482		—	—	—	—	1,492 1,905[1]	1,492	1,500	1,515	1,515	1,537				
	300		280	2,24	—	2,31		—	—	—	—	2,32 2,73[2]	2,32	2,33	2,36	2,36	2,39				
	400		380	3,04	—	3,13		—	—	—	—	—	3,15	3,17	3,20	3,20	3,25				
	500		480	—	—	3,95		—	—	—	—	—	—	4,00	4,04	4,04	4,10				
	600		580	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	4,88	4,88	4,95				
	700		680	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	5,81				
	800		780	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	6,66	—	—	—	—
	1000		980	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—
	1100		1080	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—
	1300		1280	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—
	1500		1480	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—
	1700		1680	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—
	2000		1980	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—
	2350		2320	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—
	2700		2680	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—
	3000		2980	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—

Dehnungszahlen α in qmm/kg $\cdot 10^{-6}$:

g	100	20	80	84,3	—	90,8	86,5	87,4	86,3	85,6	84,4	87,5	85,9	86,2	87,4	86,2	87,2	85,5	85,4	84,4	83,4
	200		180	85,7	—	91,3	88,2	88,9	88,1	87,3	89,0	89,1 90,0[1]	88,0	88,0	88,1	87,8	87,8	86,6	86,4	85,9	85,2
	300		280	88,1	—	91,6	89,7	90,3	89,5	88,8	95,7	90,9 93,0[2]	91,5	89,7	89,0	88,4	89,2	87,5	87,0	87,0	86,6
	400		380	91,6	—	92,3	91,1	91,7	90,9	90,3	—	—	96,0	91,2	89,9	90,0	89,0	87,8	87,7	87,7	87,4
	500		480	—	—	93,0	92,2	92,7	91,9	91,4	—	—	—	—	90,7	91,0	89,5	88,4	88,6	88,6	88,5
	600		580	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	91,6	91,9	90,2	88,9	89,3	89,6	89,2
	700		680	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	90,8	89,3	90,0	90,3	89,9
	800		780	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	91,8	90,7	91,0	91,5	90,6
	1000		980	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—
	1100		1080	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—
	1300		1280	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—
	1500		1480	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—
	2000		1980	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—
	2350		2320	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—
	2700		2680	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—
	3000		2980	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—

Dehnungszahl α_0 in qmm/kg $\cdot 10^{-6}$:

h			∞	83,6	—	90,4	85,0	86,0	84,9	81,2	81,6	86,2	84,0	84,3	86,2	84,7	86,6	84,4	84,3	82,9	81,6

Richtungskonstante $\operatorname{cotg} \beta = \frac{\alpha\sigma - \alpha_0}{\sigma}$:

i				—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—

[1] Für Laststufe 250 bis 20 kg.

[2] Für Laststufe 350 bis 20 kg.

Digitized by Google

4 kg/qmm dem Hookeschen Gesetz, d. h. α blieb konstant. Nach verschwindend kleiner plastischer Reckung von 0,005% (Versuch 15, Tab. 2 und Abb. 14) ging die

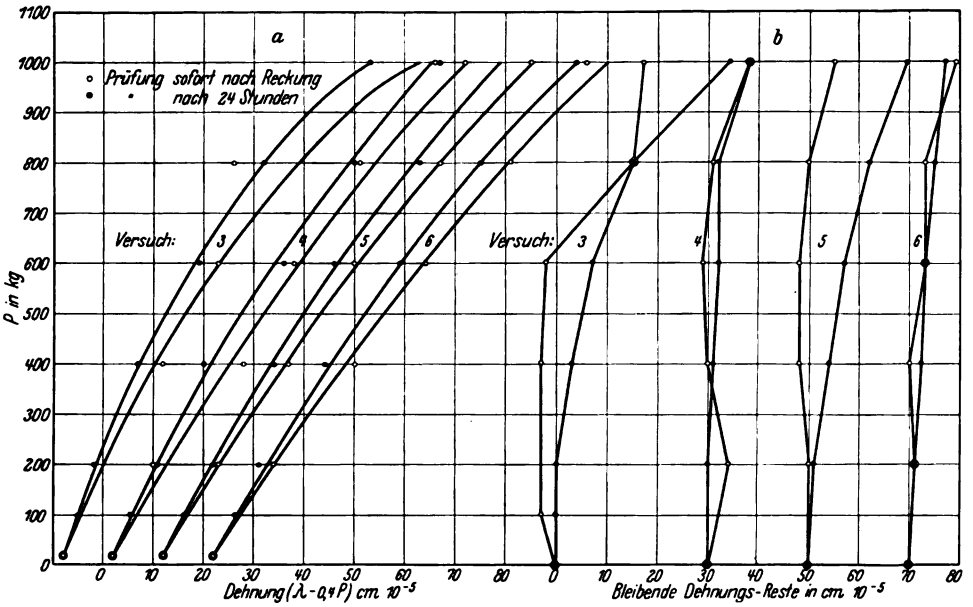


Abb. 13a und b. Einfluß des Lagerns auf die Dehnungswerte.

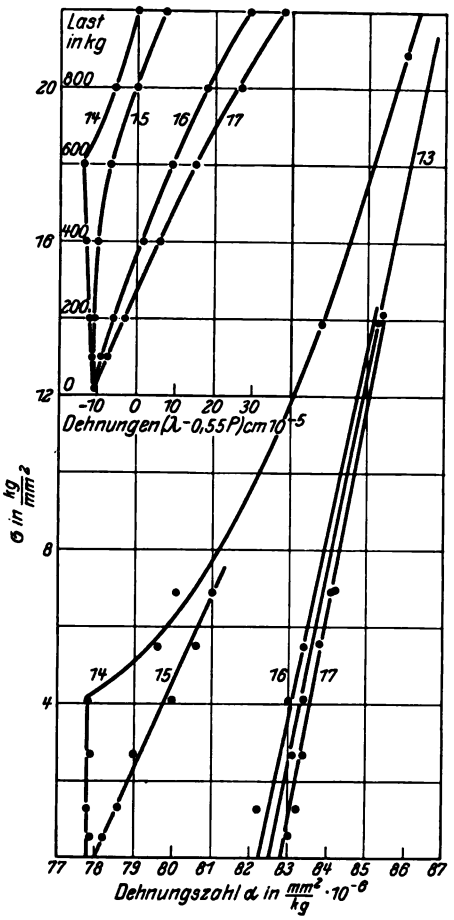


Abb. 14. Einfluß des Temperns auf die Dehnungen und die Dehnungszahl.

Proportionalität der Dehnungen wieder verloren, und Hysterese trat schon bei geringsten Lasten ein, d. h. aus der senkrechten α-Linie wurde eine geneigte. Hierauf wurde die Probe um 0,5% (Versuch 16) und um weitere 1,55% (Versuch 17) gereckt. Durch das Recken erfolgte wie früher eine Zunahme von α. Dieses konnte durch weiteres Recken nicht höher gesteigert werden, als das α der um 41,1% gereckten und nicht getemperten Probe ursprünglich betrug. Dieser Wert, der schon bei 0,5% Reckung fast vollständig erreicht war, konnte bei weiterer Reckung bis 2,05% kaum noch gesteigert werden (Abb. 14 und 11b). Die sehr kleine Reckung von 0,005% genügte also, um die durch das Altern hervorgerufene Hookesche Gesetzmäßigkeit wieder zum Verschwinden zu bringen, während die kleine Reckung von 0,5% den Einfluß des Temperns wieder vollständig aufhob.

Der Kupferstab wurde hierauf, nachdem er also bis 41,15% gereckt worden war, noch einmal bei 400° geglüht (Versuch 18), dann bis 2,74% in zwei Stufen gereckt und mit zunehmender Zeitdauer und Temperatur getempert (Versuche 19 bis 25, Abb. 15 und 16). Aus der Annahme heraus, daß die erste Glühung des angelieferten (gezogenen, mithin schwach verformten) Kupferstabes keine vollständige Erweichung hervorgerufen hatte, wurde der Stab nunmehr nach einer Reckung von 2,74% bei 650° geglüht (Versuch 26)[1]. Die Resultate aller drei Glühungen waren verschieden, wie aus Abb. 17a (Dehnungsdiagramm) und Abb. 17b (α-Werte bei zunehmender Spannung) deutlich hervorgeht. Wenn auch mit der Zunahme der Belastungen die α-Werte bei den drei Versuchen immer mehr voneinander abweichen, so vereinigen sich doch alle drei Linien in $\alpha_0 = 8{,}16$ qmm/kg $\cdot 10^{-5}$, d. h. für das bei unendlich kleiner Belastung ermittelte α_0 waren auch die erste und zweite Glühung gleichwertig mit der dritten Glühung bei 650°. Es entsteht nun die Frage, ob es überhaupt möglich ist, diesen scheinbar ausgezeichneten Wert α_0 für den geglühten Stoff einwandfrei zu bestimmen; denn wir wissen, daß α_0 nur durch Extrapolation gefunden werden kann und daß die Versuchswerte, aus denen α_0 extrapoliert wird, unter Belastungen beobachtet werden, bei denen schon bleibende Reste auftreten. Und wir wissen weiter, daß schon nach den geringsten plastischen Verformungen (vgl. Abb. 11b) α unverhältnismäßig schnell wächst, also immer zu groß ermittelt wird. Um eine sinngemäße Extrapolation zu ermöglichen, wurde folgendermaßen vorgegangen: Die geglühte Probe erhielt zunächst keinerlei Vorbelastung. Jeder Belastungsstufe beim Versuch ging mithin nur die vorangehende Be-

[1] Nach R. Karnop und G. Sachs (Z. Physik Bd. 42, S. 283—301. 1927) tritt nach 2,7% Reckung die Rekristallisation bei ~ 600° ein, während bei Reckungen über 5% nur ~ 350° benötigt werden.

Digitized by Google

lastungsstufe voraus, die jedesmal geringer war als die eigentliche. Das Versuchsschema ist aus Tab. 3 ersichtlich. Es entsprechen bei diesem Versuchsverfahren die Versuchswerte zwar nie dem geglühten Stoffe, sondern immer dem schon geringfügig durch die vorangehende Belastungsstufe gereckten Stoffe. Da aber unter diesen Bedingungen bei unendlich kleinen Lasten auch die vorangehende Vorlast, also auch die Reckung, unendlich klein ist, so strebt die gefundene α-Linie dem wirklichen α_0-Wert zu, d. h. die Extrapolation ergibt den richtigen Wert für α_0 des geglühten Stoffes.

Die Probe wurde dann in vier Stufen bis 3,6% gereckt und bei verschiedener Zeitdauer getempert, worüber die Tab. 2 und die Abb. 15 und 16 Auskunft geben.

in Verbindung mit ihr auftreten oder solche ausgeschieden worden sind, sei sie „rein" genannt) hat mit der reinen Elastizität die vollständige Rückgängigkeit gemeinsam. Die Be- und Entlastungskurve schließt jedoch eine Fläche ein, deren Inhalt einen Maßstab für einen verbrauchten Arbeitsaufwand darstellt. Be- und Entlastungskurven verlaufen auch, wie an Hand der Abb. 7a und b gezeigt wurde, wenigstens sehr angenähert, nach demselben Krümmungsgesetz. Dieses Gesetz drückt sich in der für alle Reckgrade gefundenen Proportionalität zwischen α und σ aus (Abb. 10), und die Neigung der Geraden $\cot \beta = \frac{\alpha_\sigma - \alpha_0}{\sigma}$ wird bei zunehmender Reckung mit abnehmender Hysterese steiler (Abb. 11a). Diese Bedin-

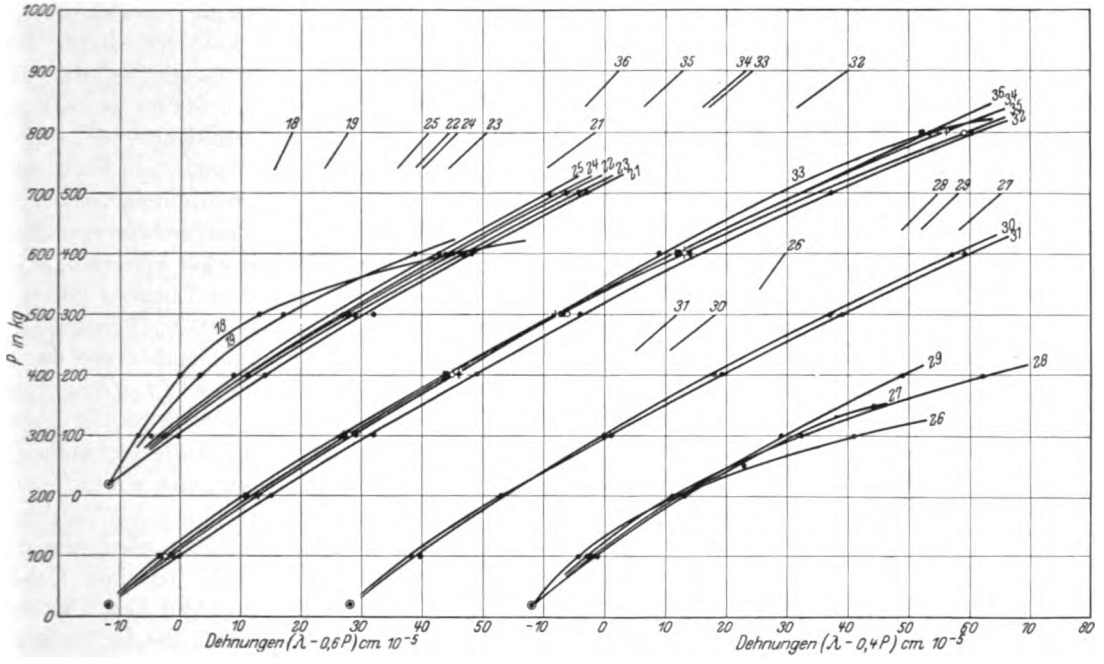


Abb. 15. Elastische Dehnungskurven des Kupferstabes nach verschiedener Vorbehandlung.

Tabelle 3. Rückgängige elastische Dehnungswerte in cm · 10^{-5} unter den nebenstehenden Belastungen und nach den übergeschriebenen Vorbelastungen.

Belastung kg	100	200	300	400	500	600	700
200	73	—	—	—	—	—	—
300	—	114	—	—	—	—	—
400	—	—	155	—	—	—	—
500	—	—	—	196	—	—	—
600	—	—	—	—	241	—	—
700	—	—	—	—	—	287	—
800	—	—	—	—	—	—	334

II. Ergebnisse.

. Veränderlichkeit der elastischen Eigenschaften.

Es ist die Erkenntnis von Bedeutung, daß bei Kupfer sowohl reine Elastizität, welche dem Hookeschen Gesetz folgt, als auch Hysterese erscheint. Während erstere nur am stark verformten (41,1% gereckten) und darauf getemperten Stoffe beobachtet wurde (Abb. 14), ist die Hysterese ein Kennzeichen eines lediglich verformten Werkstoffes. Die reine Hysterese (sobald keine bleibenden Reste

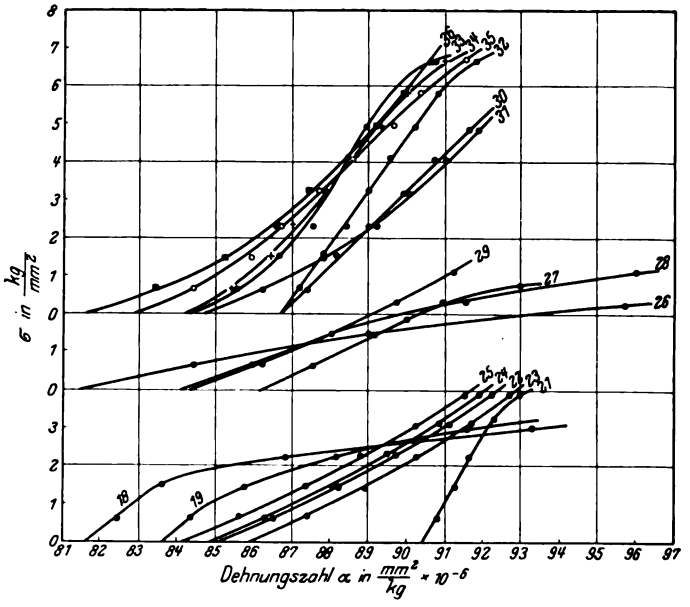


Abb. 16. Abhängigkeit der elastischen Dehnungszahl von der Spannung nach verschiedener Vorbehandlung.

Digitized by Google

gungen reiner Hysterese wurden in einem Belastungsgebiete erfüllt, welches $^2/_3$ bis $^3/_4$ der jeweiligen, durch Vorrecken erzeugten Streckgrenze betrug (vgl. Abb. 6a und 10, Versuch 8).

Im Gebiet zwischen dieser Grenze und der Streckgrenze wurden die Dehnungskurven durch bleibende Reste, die sich auch nach oftmaligem Belasten bis zur Streckgrenze immer wieder einschlichen (Abb. 6a), im Sinne stärkerer Krümmung verändert, so daß Ent- und Belastungskurven keinen gleichartigen Krümmungsverlauf mehr erkennen lassen. Auch die Kurve der federnden Dehnungen nimmt eine stärkere Krümmung an, so daß auch α (Abb. 10, Versuch 8) in diesem Gebiete mehr als proportional mit σ zunimmt. Wiederkehrende Gesetzmäßigkeiten der elastischen Erscheinungen, die im Zusammenhang mit der Belastung und Verformung auftreten, lassen sich daher nur im Gebiete reiner Hysterese feststellen, weil oberhalb dieses Gebietes unübersehbare Störungen plastischer Natur auftreten.

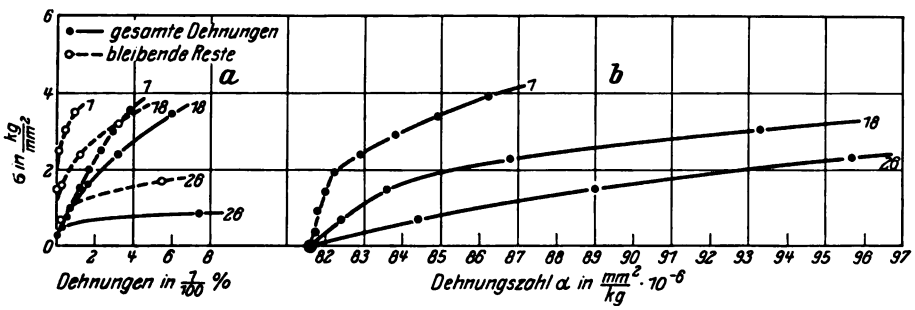


Abb. 17a. Dehnungskurven nach 3 verschiedenen Glühungen. Abb. 17b. Abhängigkeit der elastischen Dehnungszahl von der Spannung nach 3 verschiedenen Glühungen.

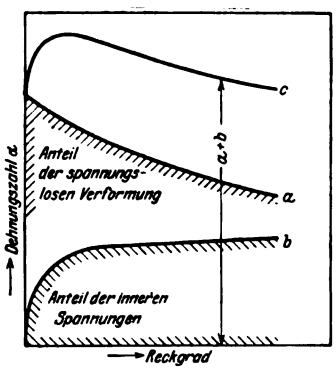


Abb. 18. Einfluß der Verformung und der inneren Spannungen auf die elastische Dehnungszahl.

Der Einfluß des Kaltreckens zeigte sich innerhalb des Gebietes reiner Hysterese darin, daß

1. α_0 (oder α bei gleich hohen Belastungsspannungen) mit dem Reckgrade veränderlich wurde und vornehmlich zwischen 3% und 41% vorangegangener Reckung abnahm (Abb. 11b);

2. α mit der Belastungsspannung proportional, aber je nach dem Grade der vorherigen plastischen Verformung verschieden stark anwuchs (Abb. 10). Diese beiden Erscheinungen, a) die Verminderung von α mit der Verformung und b) die Vergrößerung mit der Spannung, scheinen sich etwa nach Abb. 18 zu der Kurve c zu summieren, deren Gestalt nach Abb. 11b den Versuchsergebnissen entspricht. Diese Veränderlichkeit von α tritt nur in gleichzeitiger Verbindung mit Hysterese auf, die zuerst stärker als die Reckung, dann (von 3 bis 41% Reckung) etwa proportional der Reckung abnahm (Abb. 11a).

Wir haben es allem Anschein nach mit vorgetäuschten Elastizitätserscheinungen zu tun, sobald ein Stoff kalt gereckt worden ist. Ein gereckter Stab beherbergt verborgene Spannungen, die mit der Verformung naturgemäß zunehmen. Diese verborgenen Spannungen dürften den Anteil der Kurve b in Abb. 18 erzeugen. Die zunächst noch unübersehbar versteckten Spannungseinflüsse täuschen Elastizitätszahlen vor, die dem Stoffe eigentlich nicht entsprechen. Durch Tempern werden diese Spannungen beseitigt oder vermindert, ohne daß die Festigkeitseigenschaften leiden[1] (vgl. Abb. 9a, Versuche 13 bis 17) und α wird um einen entsprechenden Anteil, den die beseitigten Spannungen hervorriefen, erniedrigt (vgl. Versuche 14, 22, 28, 31, 33; Tab. 2 und Abb. 11b, 14, 16). Gleichzeitig gewinnt, wenigstens wenn sehr starke Reckungen vorangingen, das Hookesche Gesetz für den neuen Zustand Gültigkeit, so daß die Annahme naheliegt, daß Hysterese durch verborgene Spannungen hervorgerufen wird, die ihrerseits ja nur bei plastischer Verformung entstehen. In der Tat werden nach dem Tempern durch erneutes, äußerst geringes Recken um 0,005% (Versuch 15, Abb. 14) die Spannungen wieder hervorgerufen, und die Hysterese erscheint sofort wieder. Durch weiteres Recken um 0,5% (Versuch 16) nahm auch α wieder merklich zu, aber nur so lange, als der Grad der Verformung, welcher ja verringernd auf die Größe von α wirkt, nicht überwiegt. Bei weiterem Recken um 1,55% (Versuch 17) war demnach α nicht mehr über seinen ursprünglichen Wert, den es bei Versuch 13 bei einer Reckung von 41,1% erreichte, zu steigern (Abb. 11b). Wäre die Veränderlichkeit von α nach Abb. 18c lediglich eine Folge reiner Verformung, so dürfte der in der Düse gezogene Stoff, da seine durch Ziehen hervorgerufene Verformung schon weiter vorgeschritten ist, als der Lage des Maximums von α in Abb. 11b bzw. 18c entspricht, bei weiterem Recken in der Prüfmaschine nicht noch einmal ein Maximum überschreiten. Entsprechend Abb. 11d und e erschien aber doch ein Maximum. Halbhart- und hartgezogene Kupferstäbe verhielten sich unter dem Einfluß der in der Prüfmaschine erlittenen Reckspannungen dem Wesen nach genau so wie geglühte, d. h. sie überschritten von neuem ein Maximum von α.[2] Die durch das Prüfrecken erzeugten inneren Spannungen sind mithin wirkungsvoller in bezug auf die Veränderlichkeit von α als diejenigen, die durch das Ziehen dem Stoffe zugeteilt wurden (vgl. Abb. 11f). Es dürfte hiermit geklärt sein, daß nicht die reine Verformung allein die Veränderlichkeit von α hervorruft, sondern in Verbindung mit den hierbei verbleibenden inneren (ver-

[1] E. Heyn: Mitt. Materialpr.-Amt 1917; G. Masing und C. Haase: Wiss. Veröff. Siemens-Konz. Bd. III/2, S. 22—38. 1924.

[2] Es sei darauf hingewiesen, daß auch der Bauschingereffekt sich in einem größten Abfall der E-Grenze bei geringen Reckgraden äußert, wie die inzwischen ausgeführten Versuche von G. Sachs zeigen (Z. V. d. I. Bd. 71, S. 1151/16. 1927; Z. Physik Bd. 45, S. 776/96. 1927).

Digitized by Google

borgenen) Spannungen. Daß aber die reine Verformung an sich auch eine Verringerung von α verursacht, geht aus Versuch 14 (Abb. 11b) hervor, wonach durch das Tempern, also nach Beseitigung der Spannungen, in der um 41,1% gereckten Probe α_0 noch wesentlich kleiner als das α_0 der geglühten Probe wurde (4,6%)[1], während das α_0 der drei verschieden geglühten Proben (1, 18, 26) konstant blieb. (Abweichungen $\pm$ 0%.)

Schwach verformte Proben (2,74%; 0,50%; 1,01%; 2,15%; 3,60% Reckung; vgl. Versuche 22, 28, 29, 31, 33; Abb. 16) weisen nach dem Tempern kein oder ein sehr kleines Gebiet reiner Proportionalität auf. Die α-Linien zeigen aber im Gegensatz zu denjenigen der gereckten

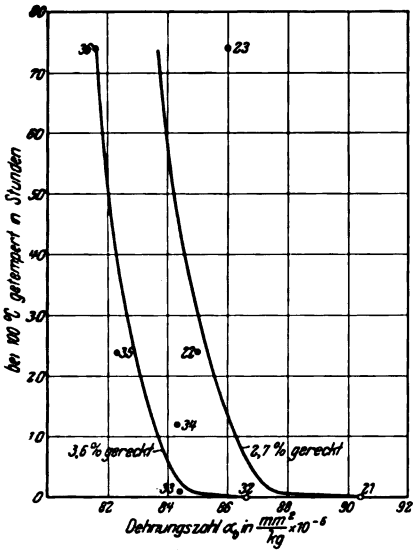


Abb. 19. Abnahme der elastischen Dehnungszahl mit der Zeitdauer des Temperns.

In Abb. 20 sehen wir die Abnahme von α_0 mit der Höhe der Temperatur, mit welcher getempert wurde (Versuche 21 bis 26; Abb. 16). Die Zeitdauer des Temperns bzw. des Glühens betrug bei den Temperaturen 310°, 400°, 650° 1 St. Für 100° wurde der Wert, der einer Stunde entspricht, aus Abb. 19 abgegriffen.

Aus Abb. 19 und 20 geht hervor, daß schon bei einer Stunde Tempern eine bedeutende Wirkung erreicht wird, und daß die Wirkung mit der Zeit noch allmählich zunimmt, und daß man bei geringerer Zeit eine größere Wirkung erzielt, wenn man die Temperatur möglichst hoch wählt, aber unter der Rekristallisationstemperatur bleibt. Die schraffierte Fläche (Abb. 20) deutet dann die gesamte Veränderungsmöglichkeit von α_0 mit der Temperaturhöhe und der Zeitdauer bei einer um 2,74%

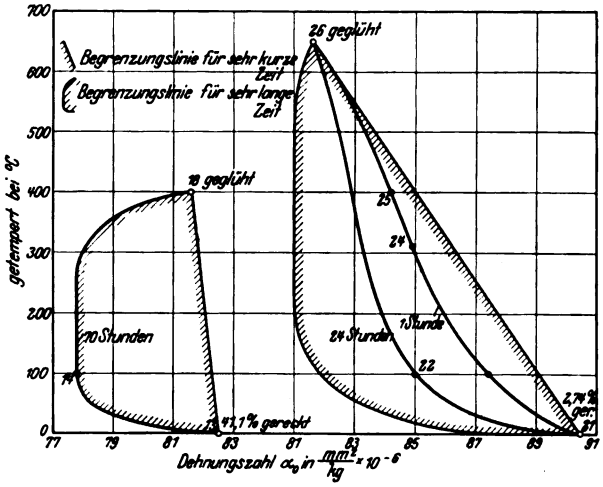


Abb. 20. Abnahme der elastischen Dehnungszahl mit der Höhe der Temperatur, bei der getempert wurde.

Proben sämtlich die nach oben offene, charakteristische Kurvenform, die auch bei der um 41,1% gereckten und getemperten Probe (Versuch 14) oberhalb des Gebietes der Proportionalität zu finden ist. Der Veränderung des Krümmungsgesetzes der Hysteresisschleifen bei getemperten Proben ist es auch zuzuschreiben, daß Anfangs- und Umkehrtangente nun nicht mehr parallel verlaufen (vgl. die α-Werte der getemperten Proben in Tab. 2 unter b und c). Es scheint, daß bei kleinen vorangegangenen Reckungen durch das Tempern die inneren Spannungen nicht leicht vollständig beseitigt werden können.

Um die Intensität des Temperns klarzustellen, wurden Proben verglichen, die einmal bei derselben Temperatur aber verschiedener Zeitdauer, das andere Mal bei verschiedener Temperatur gelagert wurden. Abb. 19 zeigt an zwei Beispielen die Abnahme von α_0 mit der Zeitdauer des Temperns (Versuche 32 bis 36 und 21 bis 23; vgl. auch Abb. 16). Es scheint für die Versuchsergebnisse nicht gleichgültig zu sein, ob man nach dem Abkühlen die Probe noch längere Zeit kalt lagern läßt oder nicht. Eine längere Lagerung nach dem Erkalten scheint den Wert von α wieder zu vergrößern. Dies war bei Versuch 23 der Fall, welcher trotz längerer Temperung ein etwas größeres α ergab als Versuch 22.

[1] Dies stimmt nicht mit der Ansicht von Körber und Sachland überein, wonach durch das Tempern einer gereckten Probe das α der geglühten Probe wieder erscheint (a. a. O.).

gereckten Probe an. Abb. 20 gibt außerdem dasselbe Diagramm für die um 41,1% gereckte Probe wieder. Nach der Lage der α-Linien in Abb. 16 ist aber die Wirkung des Temperns auf die α-Werte, die bei geringer Belastungsspannung ermittelt werden, viel größer als auf diejenigen, die bei höherer Belastung ermittelt werden.

Ähnliches fällt bei den drei Glühungen auf (Versuche 1, 18, 26). Die angelieferte, also in der Düse gezogene, ferner die um 41,1% und die um 2,74% gereckte Probe waren bei 400° bzw. 400° bzw. 650° 1 St. lang geglüht worden. Die Glühtemperatur lag jedesmal über der Rekristallisationsgrenze. Nach Abb. 17b war für α_0 bei allen drei Versuchen die Wirkung schon erreicht worden, obgleich die bei höheren Spannungen ermittelten α-Werte gänzlich auseinanderfielen, weil bei Versuch 1 und 18 noch nicht der volle Grad der Erweichung (vgl. Abb. 17a) erreicht war wie bei Versuch 26.

In Abb. 21 finden wir eine Übersicht der Veränderlichkeit von α mit der Reckung, Versuchsspannung und Temperung. Den Verlauf von α mit zunehmender Reckung zeigen Kurven r und r'. Bei r' war die vorangehende Erweichung durch das Glühen vollständiger als bei r. Die Linienzüge t geben die Veränderung von α an, welche durch die auf das Recken folgende Temperung mit 100° bei 24 St. Dauer erreicht wurde. Die Indizes 0 bis 4 entsprechen den Versuchsspannungen,

Digitized by Google

bei welchen α ermittelt wurde. Bei 41,1% Reckung fallen t_0 und t_1 bis t_4 zusammen, was bedeutet, daß Konstanz der α-Werte bis zur Spannung 4 kg/qmm vorhanden ist, und das Hookesche Gesetz infolgedessen Gültigkeit hat. Aus dem Diagramm kann entnommen werden, daß das Hookesche Gesetz nur nach großen Reckungen und darauffolgendem Tempern in Kraft treten kann, und daß dasselbe, wie aus der Kontinuität der Kurven hervorgeht, wahrscheinlich nur einen Grenzfall geringster Veränderlichkeit von α mit der Versuchsspannung darstellt.

Drei Zustände, Verformen, Tempern (Altern) und Glühen, erzeugen demnach gänzlich verschiedene Elastizitätszahlen. Hinzu kommt die Veränderlichkeit derselben mit der Versuchsbelastung. Als wiederkehrende feststehende Zahl wurde nur die Dehnungszahl α_0 des geglühten Stoffes gefunden, wobei es gleichgültig ist, in welchem Maße der Stoff vorher verformt war.

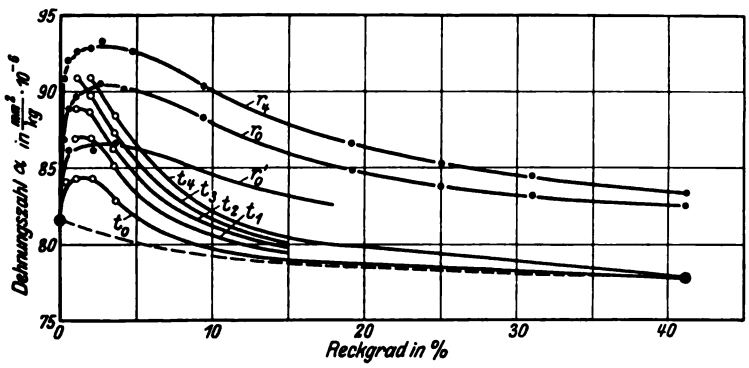


Abb. 21. Übersicht der Veränderlichkeit der elastischen Dehnungszahl in Abhängigkeit von der Reckung, der Versuchsspannung und der Temperung. r: gezogen, 400° geglüht, gereckt und 24 Stunden gelagert; r': 2,74% gereckt, 650° geglüht, gereckt und 24 St. gelagert; t: gereckt und 24 St. getempert; Index 0 bis 4 = Versuchsspannung in kg/mm².

2. Schlüsse für die Versuchsführung und Praxis aus der Veränderlichkeit der elastischen Eigenschaften.

Es wurde bisher erwogen, welchen Einflüssen die elastische Dehnungszahl α unterliegt, und es soll weiterhin erörtert werden, wie solche Einflüsse bei der Versuchsführung unübersehbar zur Geltung kommen können. Die starke Einwirkung allerkleinster Reckungen auf den Bestand von α wurde hervorgehoben.

Hat man einen geglühten Werkstoff zu untersuchen und treten schon bei sehr kleinen Lasten bleibende Reste ein, so pflegt man durch eine Vorbelastung diese auszuschalten, um nach hergebrachter Anschauung die E-Grenze zu erhöhen. Man hat dann die bleibenden Reste beseitigt, aber die Hysterese hervorgeholt. Durch die Vorbelastung ist eine kleine Reckung erzeugt worden, und wenn es sich um Kupfer handelt, dürfte die Zahl α_0 sich dadurch schon um mehrere Prozent gegenüber dem α_0 des gänzlich unverformten Stoffes verändert haben (bei 0,26% Reckung = rd. 6% Zunahme von α_0). Es ist zudem bei der statischen Ermittlung nicht möglich, die Dehnungszahl des ausgeglühten Kupfers festzustellen, da wir bei jeder Belastung den bereits gereckten Stoff untersuchen, und da mit der Belastung die Reckung zunimmt, wächst auch α entsprechend mit der Belastung. (Bei einer Belastungsspannung von 1 kg/qmm etwa 5% bei Versuch 26, Abb. 27). Da nur α_0 als Eigenschaftswert für den geglühten Stoff in Frage kommt, ist es notwendig, α_0 durch Extrapolation zu finden. Geglühte Proben fallen nicht gleichwertig aus, wenn man die Glühtemperatur nicht der vorangegangenen Verformung entsprechend wählt. Wie aber die Versuche 1, 18, 26 in Abb. 17b zeigen, ist gerade der α_0-Wert unempfindlich gegenüber dem Grad der Glühung, so daß für den geglühten Stoff α_0 ein einwandfreies Ergebnis liefern kann. Die Ermittlung von α_0 ist aber nur unter äußerst genauen Messungen bei verschiedenen stufenweise ansteigenden Belastungen unter Berücksichtigung der Nachwirkungserscheinungen und alsdann durch Extrapolation zu erreichen.

Verformte und nicht getemperte Werkstoffe auf ihre Elastizität hin zu prüfen, erscheint völlig zwecklos; denn einmal ist die Veränderung von α_0 mit der Kaltverformung wegen der unübersichtlichen und veränderlichen Spannungseinflüsse nichts Festliegendes, und weiterhin erzeugt die Hysterese eine starke Veränderung von α mit der Prüfspannung, die eine zusätzliche Störung bedeutet. Außerdem wirkt noch die Dauer einer Ablagerung in gänzlich unübersehbarer Weise auf die Ergebnisse ein.

Das Tempern oder Ablagern beseitigt diese unübersehbaren Einflüsse, soweit es sich um wenig verformte Werkstoffe handelt, nur zum Teil. Die der reinen Verformung zugehörigen Elastizitätseigenschaften scheinen durch das Tempern nur bei sehr stark verformten Werkstoffen hervorzutreten. Da bei solchen nach dem Tempern α mit der Belastung konstant bleibt, so ist auch die statische Ermittlung von α sehr einfach, unter der Voraussetzung, daß die vorhandene, meist sehr niedrig liegende Grenze reiner Elastizität nicht unvorsichtigerweise überschritten wird; denn die geringste plastische Reckung würde die Unveränderlichkeit von α mit der Belastung zunichte machen.

Nur zwei Zustände sind daher einwandfrei zu untersuchen, weil sie keine störenden inneren Spannungen aufweisen: Erstens, die vollständig geglühte Probe in bezug auf den extrapolierten Wert für unendlich kleine Spannung. Zweitens die sehr stark gereckte und gealterte Probe, für die innerhalb eines geringen Belastungsgebietes das Hookesche Gesetz gilt. Die sinngemäß einzufügende Verbindungslinie beider Punkte (in Abb. 21 gestrichelt gezeichnet) dürfte die wahren Elastizitätseigenschaften des Kupfers kennzeichnen.

Immerhin kommt es im allgemeinen auf den Grad der Veränderlichkeit von α an, um zu entscheiden, ob man Schwankungen mit in Kauf nehmen will, um eine komplizierte Untersuchung zu umgehen.

Es betrug z. B. bei Kupfer

$\alpha_0 = 77{,}8 \cdot 10^{-6}$ qmm/kg (41,1% gereckt, nachfolgend getempert),
$\alpha_0 = 81{,}6 \cdot 10^{-6}$ „ (geglüht),
$\alpha_0 = 83{,}5 \cdot 10^{-6}$ „ (0,02% gereckt),
$\alpha_0 = 90{,}5 \cdot 10^{-6}$ „ (2,6% gereckt),
$\alpha = 101{,}0 \cdot 10^{-6}$ „ (4,7% gereckt, Belastung 12,1 kg/qmm).

Die Werte streuen mithin bis zu 25%.

In der Tabelle 4 seien bisher bekanntgewordene Dehnungszahlen von Kupfer zusammengestellt[1]. Sie würden

[1] G. Sachs in Landolt-Börnstein, Ergänzungsheft 1927.

Digitized by Google

mit vorliegenden Ergebnissen in Übereinstimmung zu bringen sein, wenn die in Spalte 5 hinzugefügten Bemerkungen über Vorbehandlung und Versuchsbedingungen zutreffen.

Aus den bisherigen Erfahrungen und dem Schrifttum zu schließen, scheint sich Eisen und Stahl ganz gleichartig wie Kupfer zu verhalten. Nur werden die Schwankungen sich häufig in so engen Grenzen bewegen, daß sie praktisch vernachlässigt werden dürfen.

Tabelle 4.

Forscher	Bestandteile	Vorbehandlung	Dehnungszahl α $\frac{qmm}{kg} 10^{-4}$	Ergänzende Bemerkungen auf Grund vorliegender Versuche
Grün-eisen	rein	gezogen	80	9% gereckt und gealtert
	0,2% As	„	76,3	über 40% gereckt und gealtert
	0,15% As	„	76,7	desgl.
Dodge	99,9% Cu	geglüht	85,5	0,1% gereckt
	—	„	92,6	≈1% gereckt und unter ≈4kg/qmm Belast. ermittelt
Müller	—	22% gezog.	85,5	nicht gealtert
	—	60,5% „	77,6	gealtert
	—	90% „	74,1	gealtert

Zusammenfassung.

Bei der elastischen Dehnung des Kupfers tritt je nach der Vorbehandlung sowohl das Hookesche Gesetz als auch Hysterese in Erscheinung.

Nach plastischer Verformung ohne darauffolgende Lagerung trat stets Hysterese auf. Diese erschien bis zu Prüfbelastungen, die um $^1/_4$ bis $^1/_3$ unter der jeweiligen durch Recken erzeugten Streckgrenze blieben, als „reine" Hysterese, d. h. es waren innerhalb dieses Gebietes keine bleibenden Reste vorhanden, und $\alpha = \frac{\varepsilon}{\sigma}$ nahm mit der Prüfbelastung linear, dagegen oberhalb des Gebietes „reiner" Hysterese, wie von vornherein bei der geglühten Probe, mehr als proportional zu.

Mit dem Reckgrade nahm α zuerst (bis zu 3% Reckung) schnell zu, dann ständig bis zur Höchstlastreckung ab. Dies trat sowohl ein, wenn vor dem Recken die Probe geglüht als auch in der Düse gezogen war. Diese Erscheinung ist die Folge zweier Einzelwirkungen, die sich überdecken: α nimmt

1. mit der reinen Verformung, bei welcher der Einfluß innerer Spannungen unwirksam gedacht sei, ab,
2. mit dem Auftreten innerer Spannungen zu.

Durch Tempern bei geringen Temperaturen, wodurch innere Spannungen bekanntlich verschwinden, nahm α um einen gewissen Betrag ab. Sehr kleine Verformungen erzeugten aber sofort wieder eine Zunahme von α. Stark gereckte und getemperte Proben ergaben ein kleineres α als geglühte. Lagern von gereckten Proben bei Raumtemperatur hatte eine Abnahme von α als auch Wiederauftreten bleibender Reste zur Folge.

Die Zunahme von α mit der Spannung war im geglühten Zustand am größten und nahm mit dem Reckgrad ab. Stark gereckte und darauf getemperte Proben zeigten bis zu einer Belastung von $^1/_7$ bis $^1/_8$ der Streckgrenze keine Veränderung von α, d. h. das Hookesche Gesetz trat in Erscheinung. Äußerst winzige Verformungen vernichteten aber diese Erscheinung sofort wieder.

Aus der Kontinuität der Vorgänge kann geschlossen werden, daß das Hookesche Gesetz einen praktischen Grenzfall geringster Veränderlichkeit von α mit der Versuchsspannung darstellt.

Aus der Zunahme von α mit der Prüfspannung muß gefolgert werden, daß es insbesondere im geglühten Zustande nur Sinn hat, α_0 (für unendlich kleine Belastung) und zwar durch Extrapolation zu ermitteln. Im getemperten Zustand darf, falls ein Gebiet proportionaler Dehnung vorhanden ist, dieses mit der Belastung nicht überschritten werden, da sonst infolge geringster Verformung sofort wieder Hysterese und eine Zunahme von α in Erscheinung treten würde.

Nur zwei Zustände sind daher einwandfrei zu untersuchen, weil sie keine störenden inneren Spannungen aufweisen: Erstens, die vollständige geglühte Probe in bezug auf den extrapolierten Wert für unendlich kleine Spannung. Zweitens die sehr stark gereckte und gealterte Probe, für die innerhalb eines geringen Belastungsgebietes das Hookesche Gesetz gilt. Die zwischen beiden Extremen liegenden wahren Werte, die durch Messungen nicht genau zu fassen sind, liegen auf einer sinngemäß einzufügenden Verbindungslinie.

Herrn Prof. Memmler sei an dieser Stelle für die Unterstützung der Arbeiten gedankt. Vielerlei Anregung für die Auswertung und Deutung der Versuchsergebnisse verdanke ich den hierüber gepflogenen Diskussionen mit Herrn Dr.-Ing. Sachs.

Zug-Druckversuche an Messingkristallen (Bauschingereffekt).

Von **G. Sachs** und **H. Shoji**[1].

Bei feinkristallinen Metallen in unbeanspruchtem Zustand (gegossen, geglüht) läßt sich eine Elastizitätsgrenze nicht mit Sicherheit nachweisen. Wie Abb. 1a veranschaulicht, treten mit zunehmender Belastung allmählich größer werdende bleibende Verformungen auf; und mit empfindlichen Meßverfahren können solche schon bei ganz geringen Beanspruchungen nachgewiesen werden.

Der Zustand des Stoffes wird hierdurch in der Weise verändert, daß bei einer zweiten Belastung in gleicher Richtung wie die erste erneute bleibende Verformungen erst bei so hohen Belastungen auftreten, daß der Zweig bleibender Verformungen in der neuen Kurve *b* in Abb. 1 eine Fortsetzung der ursprünglichen Kurve *a* ist[1]. Der Stoff ist verfestigt und besitzt nunmehr einen elastischen Bereich. Die Elastizität ist allerdings stets unvollkommen, da kleine bleibende Verformungen in Form einer Hysteresisschleife von der Belastungs- und Ent-

[1] Original: Z. Physik Bd. 45, S. 776. 1927.

[1] Die Kurven sind nach Versuchsprotokollen gezeichnet. Das Material ist Messing (72% Kupfer).

Digitized by Google

lastungskurve eingeschlossen werden. Da jedoch diese Hysteresiseffekte gegenüber den eigentlichen plastischen Verformungen gering sind und die vorliegende Arbeit keine Erörterung der elastischen Unvollkommenheit bezweckt, kann bei einer solchen Kurve, wie sie Abb. 1b zeigt, mit einiger Berechtigung zwischen einem elastischen und plastischen Bereich unterschieden werden.

Wird jedoch auf einen vorverformten Stoff eine der ersten Beanspruchung entgegengesetzte aufgebracht, also z. B. Zug nach Druck, so ist der Charakter der Kurve (Abb. 1c) ein ganz anderer geworden[1]. Schon bei sehr geringen Belastungen setzen wieder bleibende Verformungen ein, und der Übergang zwischen dem elastischen und plastischen Bereich ist ganz verwischt, viel mehr noch als im unbeanspruchten Zustand.

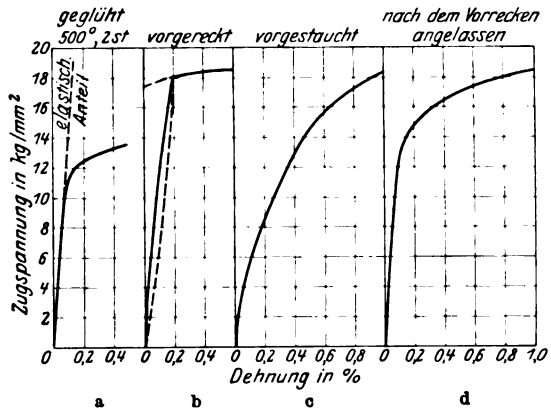


Abb. 1. Dehnungskurven von feinkristallinem Messing.

Die Verfestigung eines feinkristallinen Stoffes durch überelastische Beanspruchungen ist also eine sehr verwickelte richtungsabhängige Größe. Diese Unsymmetrie (Bauschingereffekt) läßt sich jedoch durch eine Glühbehandlung bei niedrigen Temperaturen beseitigen[2]. Die neue Kurve (Abb. 1d) gilt für Beanspruchung in beiden Richtungen; sie ähnelt in ihrem Aussehen der ursprünglichen Kurve (Abb. 1a), verläuft aber bei höheren Spannungswerten. Die zurückgebliebene Verfestigung des Stoffes ist dann also nicht mehr richtungsabhängig. Und zwar liegt im idealen Falle die neue Kurve (Abb. 1d) zwischen den beiden Kurven des vorbeanspruchten Stoffes (Abb. 1b und c), wobei alle drei nach einer Verformung von 1 bis 2% miteinander zusammenlaufen können. Durch höhere Glühtemperaturen wird die Lage der Kurve dann infolge Entfestigung herabgedrückt, ohne ihren charakteristischen Verlauf zu verändern. Bei erneuter Beanspruchung wiederholen sich die Vorgänge.

Es erscheint daher berechtigt, wie es Masing[3] getan hat, den Einfluß der Verformung in zwei Anteile aufzulösen:

Die eigentliche Verfestigung wird durch die Kurve nach dem Glühen bei niedrigen Temperaturen gekennzeichnet.

Die Unsymmetrie wird auf innere Spannungen zurückgeführt, deren Merkmal gerade die leichte Beseitigung durch Erwärmung ist. Solche inneren Spannungen müssen nach jeder inhomogenen Verformung im Stoffe zurückbleiben[1]. Durch Modellvorstellungen konnte schon Heyn[2] aus einer Inhomogenität die Unsymmetrieeffekte qualitativ verständlich machen. Als physikalischen Grund für die Inhomogenität führte Masing[3] die verschieden hohen Elastizitätsgrenzen der einzelnen Kristalle im Haufwerk ein. Er konnte auf Grund dieser Vorstellung aus der ursprünglichen Kurve die Kurve bei entgegengesetzter Beanspruchung angenähert rechnerisch erfassen[4]. Das Experiment ergab jedoch meist einen flacheren Kurvenverlauf als die Rechnung.

Bei Kristallen ist der Bauschingereffekt unter inhomogener Beanspruchung ebenfalls zu erwarten, da eine ungleichmäßige Beanspruchung in ganz gleichartiger Weise wie ein inhomogener Zustand des Stoffes innere Spannungen und die damit verbundenen Unsymmetrieeffekte zur Folge haben muß. In der Tat sind auch an gebogenem Steinsalz sowohl innere Spannungen als auch einseitige Verfestigung festgestellt[5].

Homogene Kristalle unter homogener Beanspruchung müßten sich jedoch danach durch Fehlen aller Inhomogenitätseffekte auszeichnen. Der Vorgang der elastischen Nachwirkung, der von v. Wartenberg ebenfalls mit den verschieden hohen Elastizitätsgrenzen der einzelnen Kristalle in Beziehung gesetzt wurde, wird bisher auch bei Kristallen als fehlend gemeldet[6].

Dagegen konnte elastische Hysteresis bei Aluminiumkristallen, die einer überelastischen Zugbeanspruchung unterworfen waren, nachgewiesen werden[7]. Jedoch trat Hysteresis dabei erst bei Überschreitung einer gewissen Beanspruchung auf, im Gegensatz zu feinkristallinem Material, wo sie schon bei den geringsten Belastungen merklich ist und mit einer scheinbaren Herabsetzung des Elastizitätsmoduls verbunden ist[8].

Es war danach zu erwarten, daß bei Kristallen ein Bauschingereffekt wenigstens nicht in dem Maße auftritt, wie bei feinkristallinem Material. Überraschenderweise ergaben aber die im folgenden beschriebenen Versuche an Messingkristallen ganz gleichartige Effekte wie bei feinkristallinem Material. Dieser Befund scheint im Widerspruch zu einer homogenen Beschaffenheit des Kristallgitters zu stehen.

[1] J. Bauschinger: Ziviling. Bd. 27, S. 289—348. 1881; Mitt. Mech.-Techn. Labor. München, Heft 13. 1886; G. Masing und W. Mauksch: Wiss. Veröff. Siemens-Konz. Bd. 4, S. 74—90, 244—256. 1925; Bd. 5, S. 142—155. 1926.

[2] G. Masing und W. Mauksch: a. a. O.

[3] G. Masing: Wiss. Veröff. Siemens-Konz. Bd. 5, S. 135 bis 141. 1926.

[1] M. Polanyi und G. Sachs: Z. Physik Bd. 33, S. 692 bis 705. 1925.

[2] E. Heyn: Festschr. Kaiser-Wilhelm-Ges. S. 121—131. 1921; vgl. auch K. Hencky: Z. ang. Math. Mech. Bd. 4, S. 223—234. 1924.

[3] G. Masing: Wiss. Veröff. Siemens-Konz. Bd. 3, S. 231 bis 239. 1924.

[4] G. Masing: Wiss. Veröff. Siemens-Konz. Bd. 5, S. 135 bis 141. 1926.

[5] M. Polanyi und G. Sachs: a. a. O.

[6] H. v. Wartenberg: Verh. D. Phys. Ges. Bd. 20, S. 113 bis 122. 1918; E. Schmid und G. Wassermann: Z. Physik Bd. 40, S. 451—455. 1926.

[7] H. J. Gough, D. Hanson und S. J. Wright: Phil. Trans. (A) Bd. 226, S. 1—30. 1926.

[8] W. Kuntze: Z. Metallkunde, Bd. 20, S. 145—150. 1928; vgl. auch voranstehende Abhandlung; W. Kuntze, G. Sachs und H. Sieglerschmidt: Z. Metallkunde, Bd. 20, S. 64 bis 68. 1928.

Digitized by Google

Herstellung von Messingkristallen. Messingkristalle verschiedener Zusammensetzung wurden nach dem Verfahren von Bridgman[1] in der Weise hergestellt, daß ein Kohlerohr mit der Schmelze in einem elektrischen Ofen langsam herabgelassen wurde[2]. Das Messing wurde bei den ersten Versuchen aus Handelsmessing, bei den späteren aus Elektrolytkupfer und reinem Zink (Zink I von Kahlbaum) in einem Kohlerohrofen unter einer Boraxdecke eingeschmolzen und in das Kohlerohr eingegossen. Der Ofen wurde auf 50 bis 100° über dem Messingerstarrungsbeginn gehalten, möglichst so niedrig, daß das Zink nicht verdampfte. Eigenartige Störungserscheinungen traten in Form strahliger Kristalle auf, die entsprechend Abb. 4 von einigen Punkten der Oberfläche ausgingen und dann den ganzen oberen Teil der Probe erfüllten. Ihre Ursache ist vielleicht in der Verdampfung des Zinks zu suchen. Die gestörte Zone konnte auf wenige Zentimeter dadurch herabgedrückt werden, daß das Kohlerohr in einem Führungsrohr aus Porzellan herabgelassen wurde, das unten mit einem Pfropfen aus Asbestwolle dicht verschlossen war.

Vor den Versuchen wurden die Kristalle bei 700° 5 St. ausgeglüht, um sie zu homogenisieren. Erstarrte Mischkristalle sind bekanntlich in ihrer chemischen Zusammensetzung ungleichmäßig; durch längeres Glühen bei höheren Temperaturen kann aber örtlich ein Ausgleich der Zusammensetzung herbeigeführt werden.

Die erstarrten Kristalle ließen, wie Abb. 3 zeigt, auf der Oberfläche dendritische Zeichnungen erkennen, die durch Ätzen noch deutlicher wurden. Bei den reineren Kristallen waren die Zeichnungen wesentlich schwächer als bei den unreineren. Bei β-Messing, das in einem schmalen Schmelzintervall erstarrt, waren keine Dendriten zu beobachten.

Versuchsdurchführung. Von zwei Kristallen mit 72% Kupfer wurden Probekörper nach Abb. 4 hergestellt, die auf Zug und Druck beansprucht werden konnten. Die Abmessungen wurden möglichst groß gewählt, um einen kleinen Spiegelapparat ansetzen zu können. Um die Dicke zu erhalten, wurden auf die schwach abgedrehten Kristalle Köpfe aus Messingrohr warm aufgezogen, verbolzt und in diese das Gewinde eingezogen. Die Länge war etwa $2^1/_2$mal der Dicke, so daß einerseits ein Ausknicken bei Druckversuchen noch vermieden war, andererseits die Spannungsverteilung noch als einigermaßen gleichmäßig angesehen werden konnte. Die Versuche wurden an einer Spießmaschine bis 2000 bzw. 20000 kg Höchstlast durchgeführt; die Formänderungen wurden mit Hilfe eines kleinen Spiegelgerätes nach Martens von 10 mm Meßlänge bei 1000facher Vergrößerung gemessen.

Soweit unter einer Belastung stärkeres Fließen beobachtbar war, wurde die Ablesung nach einer halben Minute unter konstanter Last vorgenommen. Dies entspricht nach früheren Erfahrungen etwa einer laufenden Ablesung bei sehr geringer Versuchsgeschwindigkeit. Deutliches Nachfließen trat bei den Versuchen mit wechselnder Beanspruchung schon unter 1 kg/qmm Spannung auf.

An den Probestäben wurden abwechselnd Zug- und Druckversuche mit eingeschalteten Glühungen durchgeführt. Tabelle 1 gibt einen Überblick über die Versuche an einer Kristallprobe, die abwechselnd um etwa 1,5% gedehnt und gestaucht und nach dem 7. und 25.

Abb. 2. Teilbild eines Messingkristallstäbchens mit Störungsherd, von dem aus strahlige Kristalle fortwachsen. (Geätzt mit konzentrierter Eisenchloridlösung und Salzsäure, zweifach vergrößert.)

Abb. 3. Teilbild eines Messingkristallstäbchens (Ms. 72, techn.) mit dendritischen Oberflächenzeichnungen. (Geätzt mit konzentrierter Eisenchloridlösung und Salzsäure, zweifach vergrößert.)

Versuch bei 270° angelassen wurde. An den anderen Probekörpern wurde der Verformungsbetrag größer gewählt oder von Versuch zu Versuch von 0,2 bis 6% — mit und ohne eingeschaltete Glühungen bei 400° — erhöht.

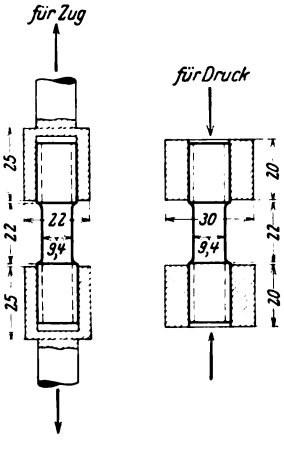


Abb. 4. Probekörper für Zug- Druckversuche.

Die Darstellung der Verformungskurve wurde in einem Quadranten vorgenommen. Die vielfach gebräuchliche Darstellung (Abb. 5), Zugspannungen und Dehnungen als Koordinaten des ersten Quadranten, Druckspannungen und Stauchungen als Koordinaten des dritten Quadranten zu wählen, wurde verlassen. Abb. 5 zeigt einige Versuche in dieser Darstellung, die allerdings die Aufeinanderfolge der Versuche sehr anschaulich macht. Es handelt sich jedoch bei diesen Versuchen nicht um eine Gegenüberstellung von Zug und Druck, sondern um die Feststellung der Abhängigkeit der Kurvenform von der Vorgeschichte.

Wie nach den bisherigen Versuchen zu erwarten war, ist es dabei ganz gleichgültig, ob die Zug- oder die Druckkurve verfolgt wird. Es kommt nur darauf an, ob die vorangegangenen Verformungen in der gleichen oder in der entgegengesetzten Richtung stattgefunden haben, und ob diese Vorgeschichte durch das Glühen ganz oder teilweise beseitigt worden ist. Die wiedergegebenen

[1] P. W. Bridgman: Proc. Am. Acad. Arts Sc. Bd. 60, S. 306—383. 1925.

[2] Vgl. C. F. Elam: Proc. Roy. Soc. (A) Bd. 112, S. 289 bis 296. 1926; (A) Bd. 115, S. 148—166. 1927.

Digitized by Google

Druckkurven könnten also ebensogut Zugkurven sein, bei denen die Vorgeschichte bezüglich Zug und Druck gerade umgekehrt gewesen ist. Die Darstellung in einem Quadranten hat dabei den Vorteil, daß die Kurvenformen leicht miteinander verglichen werden können.

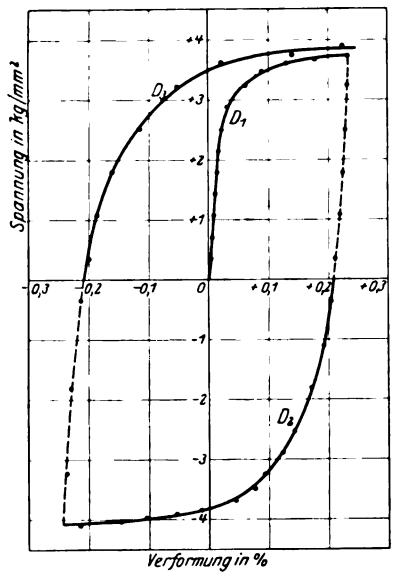


Abb. 5. Zug-Druckversuche an einem Messingkristall.

Tabelle 1. Übersicht über Zug- und Druckversuche an einem Messingkristall (Versuchsreihe B).

Versuch	Zustand	Verformung[1] %	Höchstbeanspruchung kg/qmm	Beanspruchung bei ±1,5%[2] kg/qmm	Bemerkungen
B 1	ursprünglich	+ 1,56	+ 3,40	+3,40	
B 2		— 1,54	— 3,28	—3,28	
B 3		+ 2,0	+ 3,48	≈ +3,45	
B 4		— 1,52	— 3,36	—3,36	
B 5		+ 1,67	+ 3,46	+3,45	
B 6		— 1,46	— 3,36	—3,36	
B 7		+ 1,66	+ 3,52	+3,50	
B 8	Getempert 270°, 2 St.	— 1,40	— 3,35	≈ —3,35	
B 9		+ 1,40	+ 3,39	≈ +3,42	
B 10		— 1,51	— 3,40	—3,40	
B 11		+ 1,66	+ 3,57	+3,55	
B 12		— 1,60	— 3,48	—3,47	
B 13		+ 1,42	+ 3,57	+3,58	
B 14		— 1,50	— 3,56	≈ —3,6	ohne Spiegelmessungen
B 15		+ 1,48	+ 3,52	+3,6	
B 16		— 1,45	— 3,62	—3,6	
B 17		+ 1,50	+ 3,59	+3,6	
B 18		— 1,56	— 3,62	—3,6	
B 19		+ 1,46	+ 3,59	+3,65	
B 20		— 1,51	— 3,69	—3,7	
B 21		+ 1,53	+ 3,66	+3,65	
B 22		— 1,32	— 3,70	—	
B 23		+ 1,26	+ 3,72	—	
B 24		— 1,65	— 3,73	—3,72	
B 25		+ 1,40	+ 3,72	+3,76	
B 26	Getempert 270°, 2 St.	+ 1,37	+ 3,85	≈ +3,85	
B 27		— 1,60	— 3,69	—3,69	
B 28		+ 1,45	+ 3,69	≈ +3,69	
B 29		—21,2	— 7,00	—3,74	ohne Spiegel
B 30		+16,2	+10,4	+6,22	

[1] Einschließlich elastischer Formänderungen.
[2] Nur bleibende Verformungen.

Zerreißversuche. Um das Verhalten der Messingkristalle kennenzulernen, wurden einige Zerreißversuche durchgeführt. Die gleichartigen Versuche von Elam[1] ließen vermuten, daß sich Messingkristalle ähnlich wie Kristalle von Aluminium[2], Kupfer, Silber und Gold[3] verhielten. Unsere Versuche zeigen aber bei genauerer Verfolgung der Kraft- und Verformungsverhältnisse in verschiedener Hinsicht ein ganz anderes Verhalten als z. B. bei Aluminium und eher ähnliche Verhältnisse, wie sie bei (legiertem) Zink beobachtet sind[4].

Durch die Bearbeitung wird der Zustand weicher Kristalle gestört. Ein kleines Probestäbchen von 7 mm Durchmesser und ähnlicher Form wie für die Zug—Druckversuche ließ beim Beginn des Versuches erkennen, daß bleibende Verformungen bei der Bearbeitung stattgefunden hatten. Eine Glühung bei 750° (2 St.) bewirkte Rekristallisation der Oberfläche. Nach Ab-

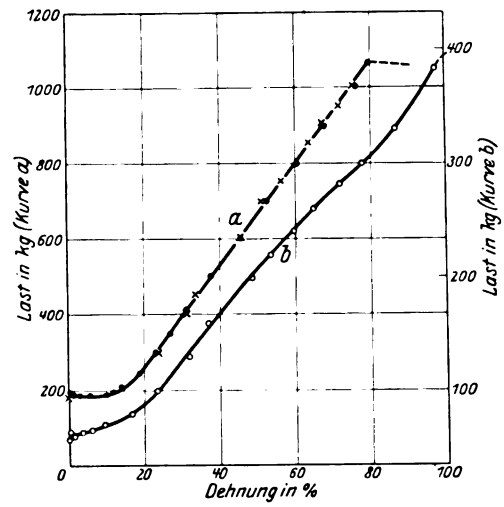


Abb. 6. Zerreißkurven von Messingkristallen.

ätzen einer 1 mm starken Schicht in verdünnter Salpetersäure auf 5 mm Durchmesser kam der Kristall wieder zum Vorschein. Ein danach ausgeführter Versuch deckte sich entsprechend Abb. 6 b in den wesentlichen Zügen mit Versuchen an unbearbeiteten Kristallen (Abb. 6a). Wegen der ungleichmäßigen Gestalt des abgeätzten Stäbchens und des geringen Querschnitts liegen die Versuchspunkte jedoch sehr unregelmäßig.

Zur Festlegung des Verhaltens von wirklich ungestörten Kristallen wurden daher noch an zwei Hälften eines unbearbeiteten Kristallstabes von 9,8 mm Durchmesser Zerreißversuche durchgeführt. Die eine Hälfte wurde vor dem Versuch bei 750° 2 St. ausgeglüht. Wie Abb. 6 und 7 zeigen, weisen beide Stabhälften einen ganz gleichen Kurvenverlauf auf[5]; und trotz geringer Ungleich-

[1] C. F. Elam: Proc. Roy. Soc. (A) Bd. 115, S. 148—166. 1927.
[2] H. C. H. Carpenter und C. F. Elam: Proc. Roy. Soc. (A) Bd. 107, S. 171—180. 1925; G. J. Taylor und C. F. Elam: Proc. Roy. Soc. (A) Bd. 108, S. 28—51. 1925; R. Karnop und G. Sachs: Z. Physik Bd. 41, S. 116—139. 1927.
[3] C. F. Elam: Proc. Roy. Soc. (A) Bd. 112, S. 289—296. 1926.
[4] Rosbaud und E. Schmid: Z. Physik Bd. 32, S. 197 bis 225. 1925.
[5] Beim ungeglühten Stab wurde der Beginn des Fließens, das unerwartet einsetzte, versehentlich überschlagen, und der ganze Versuch ist weniger sorgfältig durchgeführt.

Digitized by Google

mäßigkeiten in der Gestalt und in der chemischen Zusammensetzung war die Dehnung der Kristalle so gleichmäßig, daß beim Einsetzen der Bruch-Einschnürung die Querschnittsunterschiede längs des Stabes kaum 1% ausmachten. Die Meßgenauigkeit der Versuche war nicht groß genug, um die Existenz einer Elastizitätsgrenze erkennen zu lassen. Jedoch zeigt die Kurve in Abb. 8 erst oberhalb einer Spannung von 1 kg/qmm eine deutliche Abweichung von der Proportionalität zwischen Spannung und Formänderungen.

Auch bei Messingkristallen treten also nach Abb. 8 schon bei sehr geringen Spannungen bleibende Verformungen auf. Diese nehmen aber nicht — wie etwa bei Aluminiumkristallen — gleichmäßig mit der Belastung zu. Vielmehr setzt nach Abb. 9 bei Erreichung einer bestimmten Spannung — und nachdem schon etwa 0,5% Dehnung vorangegangen sind — ein plötzliches Fließen verbunden mit Lastabfall und Ausbildung von Einschnürungen an den Enden der Probestäbe ein. Unter gleichbleibender Last dehnen dann die übrigen Stabteile nach, bis nach etwa 10% Dehnung der Stabquerschnitt wieder an allen Stellen gleich ist. Die Messingkristalle verhalten sich also ganz ähnlich wie gewöhnlicher weicher Stahl; sie weisen eine ausgesprochene „Streckgrenze" auf. Der bearbeitete Stab ließ diese Überhöhung nicht mit Sicherheit erkennen und zeigte auch bei weiterer Dehnung einen geringen Lastanstieg.

Bei weiter steigender Last verlängerten sich dann entsprechend Abb. 6 und 7 die Stäbe sehr gleichmäßig um etwa 80%, wobei nur ein System von Gleitlinien deutlich zu erkennen war.

Noch bei 79% Dehnung zeigen die Kurven in Abb. 6 eine stark ansteigende Tendenz. Bei etwa 79,5% erreichte jedoch die Last unvermittelt einen Höchstwert und fiel dann langsam ab. Gleichzeitig trat ein zweites System von Gleitlinien auf, das wieder mit einer örtlichen Einschnürung des Stabes verbunden war. Diese bildete sich dann zur Bruchstelle aus. Im Gegensatz zu den Beobachtungen von Elam trat also bei den hier untersuchten Messingkristallen nur bei der ersten Einschnürung eine Ausglättung ein.

Die Bruchausbildung ist besonders bei den unbearbeiteten Stäben nach Abb. 10 und 11 sehr eigenartig. *Der Bruch* begann mit einer einseitigen treppenförmigen Abschiebung oder Aufklaffung, die allmählich den ganzen *Kristall* durchsetzte. Abb. 10 zeigt den Vorgang am ungeglühten Kristallstab kurz vor der endgültigen Trennung. Abb. 11 am geglühten Stabteil nach erfolgtem Bruch. An der einen Stabhälfte bildet sich eine schräg durchgehende gewölbte Fläche aus. Die Fläche ist treppenartig gezahnt. Die Längsrichtung der Treppenstufen stimmt anscheinend mit der Gleitrichtung überein, die Oberfläche mit dem einen Gleitflächensystem. An dieser Stabhälfte schienen nach Beginn der Trennung keine Gleitungen mehr vor sich zu gehen. An der anderen Stabhälfte verzerrt sich dagegen der Fließkegel während des Trennungsvorganges zu einer Schneide. Der Kristall schiebt sich offenbar durch Gleitungen nach der festhaftenden Seite herüber, wodurch die treppenförmige Bruchfläche zu einem schmalen Streifen zusammengeschoben wird. Da beide Versuche eine in allen Einzelheiten gleichartige Bruchausbildung ergaben, kann diese nicht auf irgendwelchen Störungen beruhen.

Die Entstehung einer solchen Bruchform läßt sich aus der Vorstellung heraus ableiten, daß die Trennung

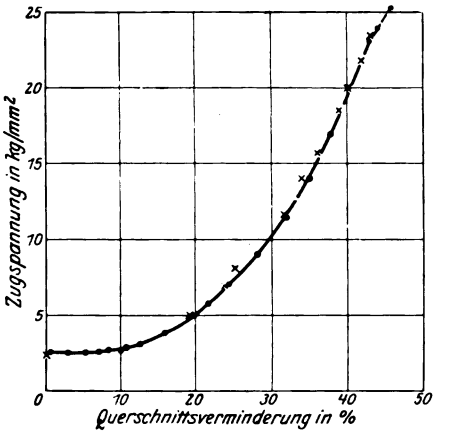


Abb. 7. Spannungs-Querschnittsverminderungskurven von Messingkristallen.

in einer Fläche vor sich geht, die einen kleinen Winkel zu einem Gleitflächensystem bildet und mit der Stabachse einen größeren Winkel als das Gleitflächensystem

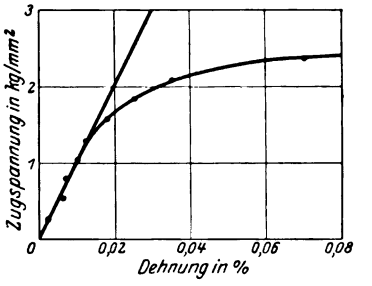


Abb. 8. Verformungskurve eines Messingkristalls bei kleinen Beanspruchungen.

einschließt. Derjenige Teil des Stabes, der an der Anbruchseite in einen spitzen Winkel ausläuft, muß sich dann durch etwa vor sich gehende Gleitungen zu einer

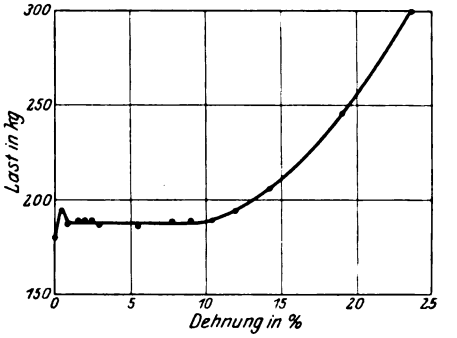


Abb. 9. Zugkurve eines Messingkristalls im Gebiet des plötzlichen Fließens.

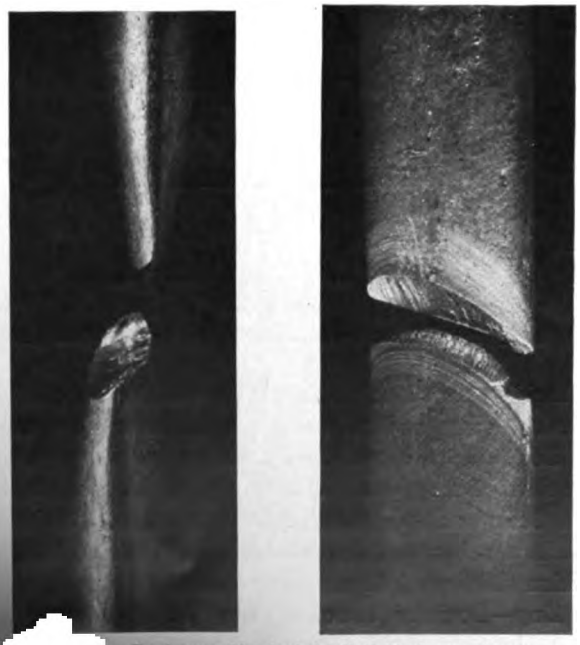
Schneide ausziehen; während die andere Bruchfläche durch Gleitungen nur wenig verändert werden kann.

Beim bearbeiteten Kristallstab war dagegen die Bruchausbildung ganz andersartig und symmetrisch. Der Stab brach ziemlich plötzlich in einer fast ebenen Fläche auseinander, die, wie Abb. 12 erkennen läßt, zu beiden sichtbaren Gleitsystemen schräg lag.

Zug—Druckversuche. Die Versuche unter abwechselnder Zug- und Druckbelastung wurden an be-

Digitized by Google

Abb. 10. Messingkristall kurz vor dem Bruch in verschiedenen Ansichten (2,5fach vergrößert).



Zerrissener Messingkristall (2,5fach vergrößert).

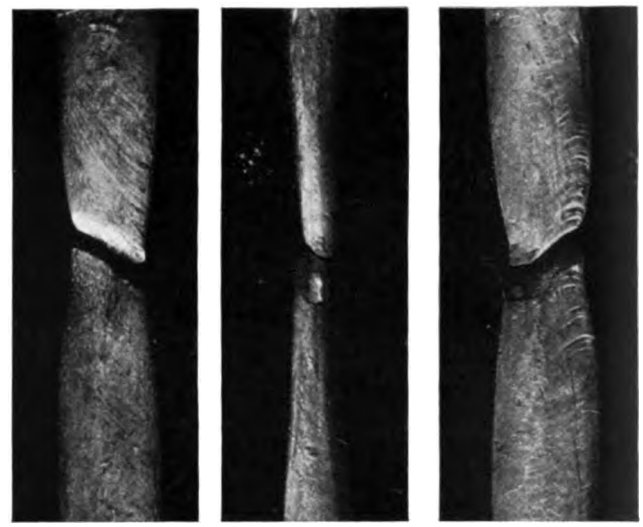


Abb. 12. Zerrissenes Kristallstäbchen aus Messing (3fach vergrößert).

arbeiteten Stäben durchgeführt. Diese Stäbe waren aber nur ganz wenig auf 9,2 bis 9,3 mm Durchmesser abgedreht worden, so daß der Einfluß der Bearbeitung nur gering war. Ein Lastabfall im Gebiet kleiner Verformungen war jedoch bei keinem der drei untersuchten Stäbe festzustellen. Im übrigen setzte aber auch bei diesen Stäben der Fließbeginn sehr plötzlich ein; und die Verfestigung war zunächst sehr gering. Dieser Umstand ist sehr wertvoll, da eine stärkere Verfestigung

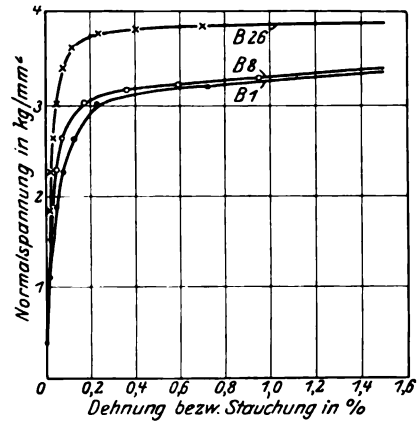


Abb. 13. Verformungskurven eines Messingkristalls (ursprünglich und angelassen).

die Erscheinungen, auf die es hier sehr ankommt, verwischt. In Abb. 13 und 19 sind die ersten Kurven der untersuchten Stäbchen wiedergegeben.

Wird ein Kristall um einen gewissen Betrag vorgereckt und wieder in der gleichen Richtung belastet, so treten kleinere bleibende Verformungen erst dicht unterhalb der vorher getragenen Last und bei deren Erreichung wieder starkes Fließen ein. Die Elastizität ist aber, wie Abb. 14 zeigt, auch bei Kristallen unvollkommen, da die Entlastungs- und Belastungskurve eine Hysteresisschleife einschließen. Da hier aber keine Erörterung des elastischen Verhaltens beabsichtigt ist und die Hysteresiseffekte verhältnismäßig gering sind, kann man mit gewisser Berechtigung sagen, daß bei einem verformten Kristall die Elastizitätsgrenze fast bis zur Höhe der vorangegangenen Beanspruchung gehoben ist.

Digitized by Google

In entgegengesetzter Richtung wie die vorangegangene Beanspruchung treten dagegen, wie Abb. 15 veranschaulicht, schon bei geringen Beanspruchungen erhebliche bleibende Reste auf. Mit steigender Spannung nehmen diese zunächst nur wenig beschleunigt zu; und erst ungefähr bei der gleichen Spannung, bei der auch bei Beanspruchung in der anderen Richtung Fließen einsetzt, werden die Verformungen schnell größer. Auf die Gesetzmäßigkeiten dieser einseitigen Kurvenverschiebungen, die kurz mit Bauschingereffekt bezeichnet sein mögen, wird noch näher einzugehen sein.

Die Verformungskurven der angelassenen Kristalle zeigen nach Abb. 13 und 19 einen ganz ähnlichen Verlauf wie die ersten Belastungskurven der Probestäbchen und sind wieder bei Beanspruchung in beiden Richtungen

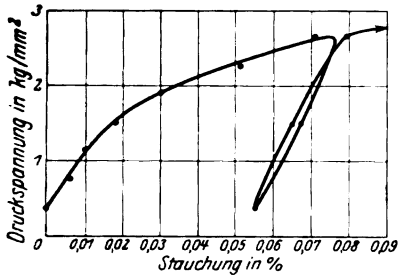


Abb. 14. Hysteresisschleife eines Messingkristalls.

gleich. Deutliche Abweichungen von der elastischen Geraden sind in den Kurven jedoch erst bei höheren Spannungen feststellbar. Vorausgesetzt ist allerdings dabei, daß die Glühbehandlung ausreichend gewesen ist.

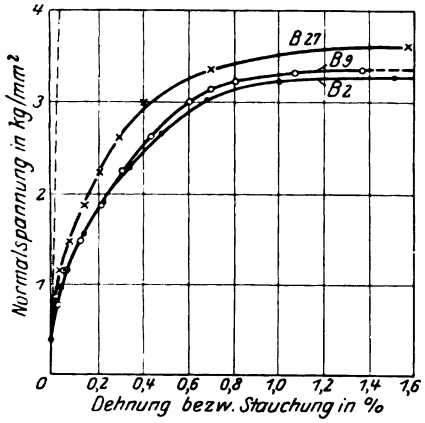


Abb. 15. Verformungskurven eines Messingkristalls nach vorangegangenen Verformungen von 1,5 g% in umgekehrter Richtung.

Nach unvollkommenem Tempern ist der Bauschingereffekt nur teilweise beseitigt. Dies wurde besonders dann beobachtet, wenn die vorangegangenen Verformungen sehr gering waren. Außerdem verlaufen die Kurven der angelassenen Kristalle infolge der Verfestigung, die durch die Anlaßbehandlung bei 270 bis 400° kaum beeinflußt wird, wesentlich höher als die der ursprünglichen.

Schließlich seien noch kurz die Veränderungen der Kurvenform bei mehrfach wiederholter Belastung in beiden Richtungen beschrieben. Die auf die erste Verformung folgende führt, wie Abb. 15 zeigt, stets zur gleichen kennzeichnenden Kurvenform, sowohl bei unangespruchten als auch bei getemperten Kristallen. Die nächste Beanspruchung ergibt dann einen etwas anderen Kurvenverlauf (Abb. 16), der aber leicht dadurch verwischt wird, daß die letzte Verformung größer war als die vorangegangene. Bei mehrfach wiederholter Beanspruchung scheinen sich die Unterschiede in den Kurven dann allmählich auszugleichen. Die Dehnungskurve eines Kristallstäbchens, das je 15 mal um 1,5% gedehnt und gestaucht worden war, zeigte danach bei größeren Verformungen entsprechend Abb. 17 einen ganz ähnlichen Verlauf wie die ursprüngliche Kurve in Abb. 9. Nur verlief der fast horizontale Kurvenzweig infolge der

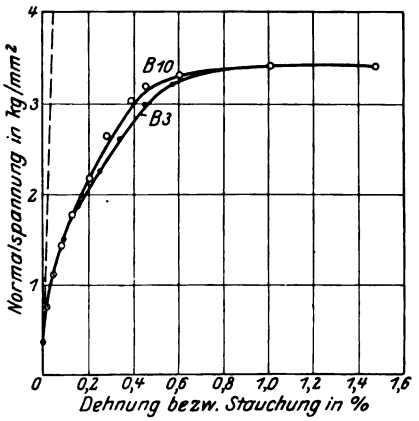


Abb. 16. Verformungskurven eines Messingkristalls bei wiederholter Beanspruchung.

Verfestigung durch die vorangegangenen Beanspruchungswechsel bei höheren Spannungen.

Durch die eigentliche Verfestigung des Kristalls wird die Erkenntnis der beschriebenen Erscheinungen etwas erschwert. Eine solche Verfestigung tritt also auch bei kleinen, oftmals wiederholten Verformungen ein. Wie

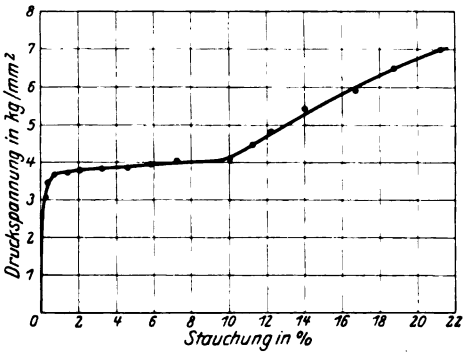


Abb. 17. Stauchkurve eines Messingkristalls nach je 15 Dehnungen und Stauchungen um ± 1,5%.

z. B. aus Tabelle 1 hervorgeht, steigt die zur Erzwingung einer Verformung von ± 1,5% notwendige Belastung bei oftmals wiederholter Beanspruchung langsam, aber stetig an. Das Tempern bei 270° (2 St.) bewirkt eine geringfügige Entfestigung, die nach einigen weiteren Beanspruchungswechseln wieder aufgeholt ist.

Die Verfestigung bei Zug und Druck verlief bei den untersuchten Kristallen nicht ganz gleichartig. Einmal erforderte das Dehnen, das andere Mal das Stauchen eine etwas höhere Spannung[1]. Vielleicht spielt hierbei die Orientierungsänderung des Kristalls eine Rolle.

[1] H. J. Gough, D. Hanson und S. J. Wright (Phil. Trans. [A] Bd. 226, S. 1—30. 1926) stellten bei Dauerversuchen an Aluminiumkristallen meist Verlängerungen, in einem Falle auch Verkürzung fest.

Digitized by Google

Die Größe des Bauschingereffektes. Sind die Verformungen bei wiederholter Beanspruchung nicht gleich groß, so ist es wesentlich die größte, die den Bauschingereffekt bestimmt. Und zwar ist der Bauschingereffekt um so größer, der Kurvenverlauf bei Umkehrung

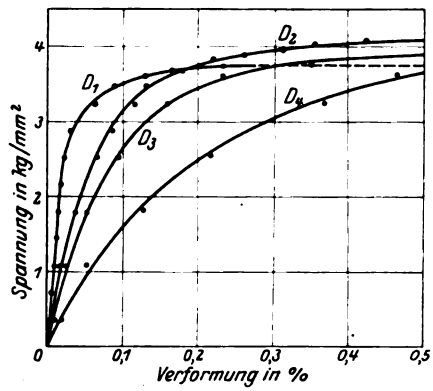


Abb. 18. Verformungskurven eines Messingkristalls bei abwechselnder Dehnung und Stauchung um wachsende Beträge.

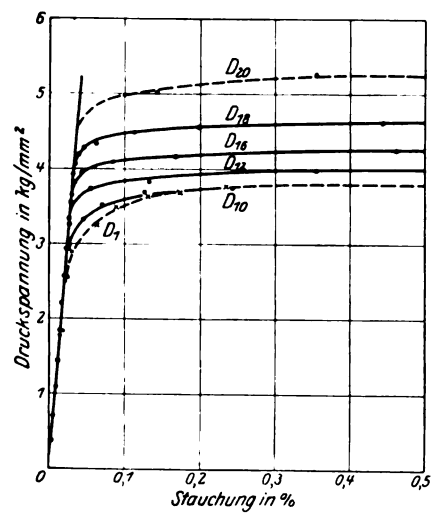


Abb. 19. Stauchkurven eines Messingkristalls nach verschiedenen Dehnungen bei 400° C, 1 St. angelassen.

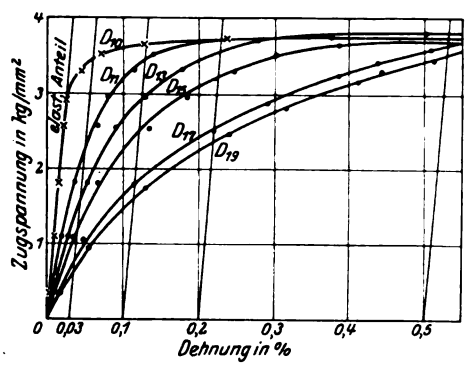


Abb. 20. Dehnungskurven eines Messingkristalls nach vorangegangenen Stauchungen (Bauschingereffekt) mit eingeschalteten Glühungen bei 400° C, 1 St.

der Beanspruchung also um so flacher, je größer die vorangegangene Verformung war. Durch abwechselnde Dehnungen und Stauchungen von wechselndem Betrag kann also, wie Abb. 18 zeigt, der Bauschingereffekt ständig vergrößert werden. Und zwar zeigt es sich, wie ein Vergleich mit Abb. 20 lehrt, daß in einem solchen Falle der Bauschingereffekt etwa ebenso groß ausfällt, als wenn die Verformung unmittelbar an geglühtem oder getempertem Material durchgeführt wird. Der Bauschingereffekt ist also hauptsächlich vom Betrag dieser Verformung abhängig, derart, daß Kurven nach gleichen Verformungen fast miteinander zusammenfallen (vgl. Abb. 15). Durch eine verhältnismäßig große Verformung wird demnach die übrige Vorgeschichte des Kristalls im wesentlichen beseitigt.

Zur Feststellung des größtmöglichen Bauschingereffektes wurde eine Versuchsreihe angesetzt, bei der an einem bei 400° 1 St. getemperten Probestab zunächst nach einer Stauchung von 0,1% der Verlauf der Zugkurve bis 0,5% Dehnung aufgenommen, dann bei 400° 1 St. getempert und das gleiche mit Stauchungen von 0,2, 0,5, 1,0, 2,2 und 4% durchgeführt wurde[1]. Die getemperten Kurven steigen dabei nach Abb. 19 infolge der fortschreitenden Verfestigung immer höher, was auch bei der quantitativen Beurteilung des Bauschingereffektes zu berücksichtigen ist.

Den Verformungskurven bei Zug (Abb. 20) sind dann zur zahlenmäßigen Kennzeichnung des Effektes die Abweichungen von der elastischen Geraden im Betrage von 0,03, 0,1, 0,2 und 0,5% entnommen und in Abb. 21 in Abhängigkeit von der Größe der vorangegangenen Verformung aufgetragen. Diese Werte entsprechen etwa den technologischen Kennziffern Elastizitätsgrenze und Streckgrenze, die als Anhalt für das Einsetzen bleibender Verformungen üblich sind. Abb. 21 veranschaulicht also die Verschiebung dieser Grenzen infolge einer vorangegangenen Kaltverformung in einer der Messung entgegengesetzten Richtung. Zum Vergleich ist in Abb. 21 auch die Veränderung der 0,2%-Grenze im getemperten Zustand dargestellt. Beim Vergleich der Kurven ist zu berücksichtigen, daß für den Bauschingereffekt nur die letzte Verformung, für die Verfestigung im getemperten Zustand aber die gesamte Vorgeschichte wirksam ist.

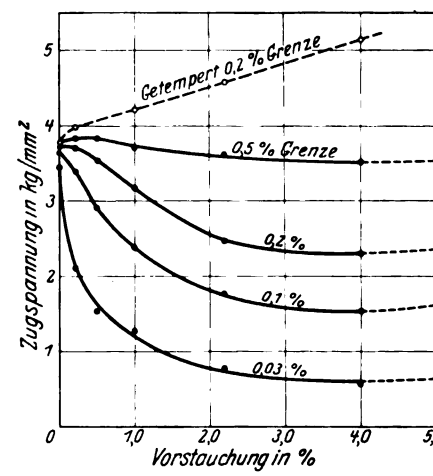


Abb. 21. Veränderung der Elastizitäts- und Streckgrenze eines Messingkristalls bei Zugversuchen durch vorangegangene Stauchungen.

Besonders eigenartig ist nach Abb. 21 der Umstand, daß der Bauschingereffekt bei Verformungen von 4% noch nicht vollständig ist. Bei größeren Verformungen steigen dann die Grenzen infolge der Verfestigung, wie auch schon Abb. 21 erkennen läßt, wieder an. Die elastischen Formänderungen sind dabei nur etwa 0,05%.

[1] Nach einer Stauchung von 7% trat leider im Versuch eine Störung auf, die nur eine teilweise Verwertung dieses Versuches ermöglicht.

Digitized by Google

Erörterung der Ergebnisse. Nach den vorliegenden Versuchen bewirkt die Verformung eines Kristalls Änderungen des Gleitwiderstandes, die sich in zwei Anteile zerlegen lassen. Es tritt einerseits eine Erhöhung des Gleitwiderstandes, die Verfestigung, ein, andererseits aber auch eine polare Fähigkeit zu kleinen Verformungen unter geringen Spannungen. Die Polarität kann durch Anlassen bei niedrigen Temperaturen beseitigt werden, wobei die Verfestigung kaum berührt wird.

Die Verhältnisse liegen also ganz gleichartig wie bei feinkristallinem Metall. Zum Vergleich wurden Versuche an gewöhnlichem Messing und Duralumin herangezogen. Das Messing verhielt sich sehr ähnlich wie seine einzelnen Kristalle; nur waren die Erscheinungen durch die erhebliche Verfestigung undeutlicher. Bei Duralumin war der Bauschingereffekt erheblich geringer und erreichte seinen Höchstwert schon bei einer Verformung von 0,7%[1].

Weder die eigentliche Verfestigung noch die polaren Widerstandsänderungen können vorläufig befriedigend gedeutet werden. Letztere zeigen in ihrer Temperaturempfindlichkeit das Kennzeichen aller Erscheinungen, die mit der Anwesenheit innerer Spannungen zusammenhängen[2]. Wie aber der Mechanismus eines Vorgangs im Kristall beschaffen sein soll, um die im Bauschingereffekt zutage tretenden Verformungen zu erklären, welche die elastischen um mindestens eine Größenordnung überschreiten, ist nicht zu übersehen.

Bei feinkristallinem Material ist die Vorstellung, daß der Bauschingereffekt durch die verschiedene Lage der Elastizitätsgrenze der einzelnen Kristalle bedingt wird, sehr anschaulich. Auch sind dort die bleibenden Verformungen beim Einsetzen des Fließens von gleicher Größenordnung wie die elastischen, also als elastische Formänderungen sehr fester Teilchen denkbar.

Beim einzelnen Kristall muß aber wohl der Sitz des Bauschingereffektes in den einzelnen Gleitflächen liegen. Auch bei wechselnder Beanspruchung gehen die Verformungen des Kristalls durch Gleiten vor sich[3]. Abb. 22 zeigt die Gleitlinien eines Kristallstabes in zwei Ansichten; und auch Querschnittsmessungen ergaben die charakteristischen Verzerrungen zur Ellipse. Außerdem ist es schwer vorstellbar, wie in Kristallteilen, die nicht unmittelbar am Gleiten beteiligt sind, ein polarer Effekt, wie es der Bauschingereffekt ist, entstehen soll.

Eine Deutung dieser rätselhaften Erscheinung wird vielleicht auch für unsere Vorstellung vom Kristallgitter von einigem Wert sein.

Der Notgemeinschaft der Deutschen Wissenschaft sei für die Unterstützung der Untersuchung besonders gedankt. Bei der Durchführung der Versuche hat der Institutsmechaniker, Herr Böhme, wertvolle Mitarbeit geleistet.

Anhang.

In Anlehnung an die vorliegende Untersuchung wurde an einigen Proben die Veränderung der Dichte durch Kaltverformung untersucht.

Von einem Kristallstab aus Messing mit 91 Gew.-% Kupfer, der bei 700° 2 St. homogenisiert war, wurden drei Proben von ∼ 9,3 mm Durchmesser und 14 mm Höhe hergestellt. Eine Probe bestand aus zwei Kristallen. Wie Tabelle 2 zeigt, wird die Dichte der Proben durch Stauchen annähernd proportional der Stauchung erhöht. Die größte Zunahme bei 70% Stauchung war 0,13%. Um den Stauchvorgang möglichst gleichmäßig zu gestalten, wurden die Versuche in kleinen Stufen durchgeführt und die Auflagerflächen jedesmal mit Vaseline geschmiert. Die Kristalle nahmen trotzdem

Abb. 22. Messingkristall-Probestäbchen nach Zug-Druckversuchen (zweifach vergrößert).

eine unregelmäßige Gestalt an. Abb. 23 zeigt die Stauchkurven, die das sehr gleichmäßige Verhalten der Proben erkennen lassen. Die aus zwei Kristallen bestehende Probe hatte einen nur wenig höheren Widerstand.

Durch Glühen der gestauchten Proben bei 600°, 2 St., wobei diese in mehrere neue Kristalle zerfielen, änderte sich die Dichte nicht mehr.

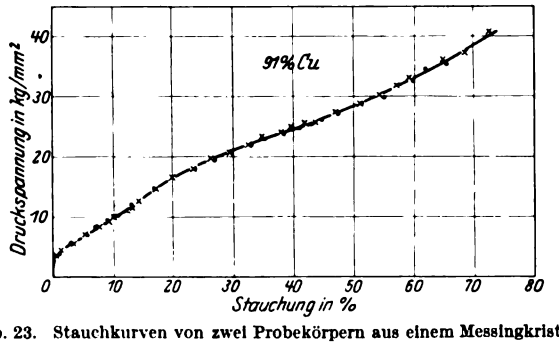


Abb. 23. Stauchkurven von zwei Probekörpern aus einem Messingkristall.

Die Dichteveränderungen sind vermutlich auf Schließung von Hohlräumen in den Kristallen durch das Stauchen zurückzuführen. Aus dem Schmelzfluß ausgeschiedene Kristalle geben beim Erstarren in der Regel gelöste Gase ab, die sich als Gasporen entsprechend Abb. 24 gesetzmäßig angeordnet im erstarrten Kristall vorfinden.

Tabelle 2. Dichteänderung von Messingkristallen durch Stauchen und Glühen.

Zustand	Dichte (je 3 Proben)	Dichteänderung gegenüber erstarrt %
Erstarrt	$8{,}80^{42} \pm 0^{14}$	—
Gestaucht 10%	$8{,}80^{60} \pm 0^{19}$	+0,02
„ 30% . . .	$8{,}80^{84} \pm 0^{05}$	+0,05
„ 70% . . .	$8{,}81^{54} \pm 0^{14}$	+0,13
Geglüht 600° C (2 St.)	$8{,}81^{54} \pm 0^{14}$	+0,13

[1] G. Sachs: Z. V. d. I. Bd. 71, S. 1511—1516. 1927.
[2] G. Masing: a. a. O.
[3] H. J. Gough, D. Hanson und S. J. Wright: a. a. O.

Digitized by Google

Einige Proben aus handelsüblichem Messing in feinkristallinem Zustand, die einer bei 500° (2 St.) geglühten Stange entnommen wurden, ergaben beim Stauchen entsprechend Tabelle 3 eine Dichteverminderung bis zu 0,05%. Die Versuchsergebnisse fielen in diesem Falle etwas unregelmäßig aus.

Abb. 24. Gasporen, in einem Messingkristall gesetzmäßig angeordnet (zweifach vergrößert).

Tabelle 3. Dichteänderungen von handelsüblichem Messing (mit 91% Kupfer) durch Stauchen.

Zustand	Dichte	Dichteänderungen gegenüber Ausgangszustand %
Geglüht 500° (2 St.) .	$8{,}79^{18} \pm 0^{08}$	—
Gestaucht 13% . . .	$8{,}78^{76} \pm 0^{08}$	—0,05
„ 30% . . .	$8{,}79^{26} \pm 0^{12}$	+0,01
„ 53%[1] . . .	$8{,}78^{90}$	—0,03
„ 71%[1] . . .	$8{,}78^{70}$	—0,05

Schließlich wurden noch an einigen Aluminiumkristallstäbchen von 5 mm Durchmesser die Dichteänderungen durch Wärmebehandlung und durch Dehnen bestimmt. Wie Tabelle 4 zeigt, ist die Dichte der Kristalle, wenn sie von 240 bis 300° C abgeschreckt werden, um 0,06% kleiner, als wenn sie von 380 bis 500° C abgeschreckt werden.

Tabelle 4. Dichteänderung von Aluminiumkristallen (mit 99,1% Aluminium) durch Wärmebehandlung.

Abgeschreckt von °C	Dichte (je 5 Proben)	Unterschied gegen vorhergehenden Versuch %
500	$2{,}709^{8} \pm 0^{0}$	—
380	$2{,}709^{7} \pm 0^{3}$	0,00
240	$2{,}708^{4} \pm 0^{2}$	—0,05
300	$2{,}707^{8} \pm 0^{1}$	—0,02

Bei höheren Temperaturen geht bekanntlich das Silizium in das Aluminium in feste Lösung ein, die beim Abschrecken zum Teil erhalten bleibt, während bei niedrigen Temperaturen das Silizium in elementarer Form ausgeschieden wird. Hierbei verringert sich also das spezifische Gewicht.

Durch Dehnen bis zur Einschnürung, wobei die fünf untersuchten, zum Teil sehr kurzen Proben sich allerdings nur um 6 bis 27% dehnten, wurde die Dichte nicht weiter verändert. Die Messung ergab $2{,}708^{1} \pm 0^{2}$.

Aus den Versuchen kann also geschlossen werden, daß die Dichte von kompakten Kristallen weder durch homogene Kaltverformung noch durch Rekristallisation um mehr als etwa $\pm 0{,}01\%$ verändert wird. Zum gleichen Ergebnis gelangte schon O'Neill[1] bei einer Untersuchung an Eisenkristallen, die gedehnt und gestaucht wurden.

[1] Eine Probe, in den übrigen Fällen je zwei Proben.

[1] H. O'Neill: J. Iron Steel Inst. Bd. 109 (I), S. 93—108. 1924.

Kerbwirkung in Technik und Wissenschaft.

Von E. Seidl[1], Berlin.

A. Einführung.

1. Begriff Kerb und Kerbwirkung.

Unter „Kerben" versteht man Einschnitte verschiedener Art und Größe, die an der Oberfläche oder im Innern von Materialien (Metallen, Gesteinen) auftreten (Abb. 1). Im weiteren Sinne versteht man darunter sowohl Haarrisse als auch unvermittelte Abstufungen des Querschnittes (Abb. 1e).

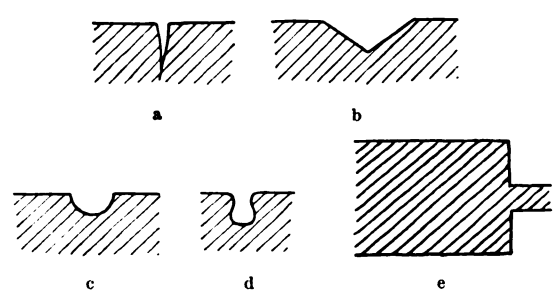


Abb. 1. Kerbe.
a und b spitze Kerbe; a als Haarriß endigend; c und d gerundete Kerbe; e unvermittelte Änderung des Querschnitts (Kerb mit rechtem Winkel, z. B. Welle).

[1] Original: Z. d. D. Geolog. Gesellschaft. Bd. 77, Abhandl. 3. 1925. Vortrag, gehalten in der Sitzung der Deutschen Geo- hen Gesellschaft am 3. Juni 1925.

Erfahrungsgemäß beeinflussen derartige Kerbe im Falle der Beanspruchung der Materialien den Spannungszustand im Innern in der Weise, daß eine Konzentration der Spannungen im „Kerbgrunde" stattfindet. Sie führen z. T. auch zu einer Veränderung der Widerstandsfähigkeit („Festigkeit") der Materialien.

In der Technik schenkt man dieser „Kerbwirkung" aufmerksame Beachtung. Man kennt die „Herabsetzung der Festigkeit" durch Kerbwirkung; und man beabsichtigt, mit der Beseitigung der Kerben und der Kerbwirkung durch mechanische oder chemische Behandlung die „Festigkeit zu erhöhen".

Die wissenschaftliche Erforschung dieses Problems erstreckt sich auf die Feststellung der Beeinflussung des Spannungszustandes von Materialien durch Kerbe; sie erreichte durch Experimentieren eine gewisse Klärung des Festigkeits- und Bruchproblems, für das sich die richtige Erkenntnis der Kerbwirkung als förderlich ergibt.

Faßt man den Zustand eines gekerbten Stabes, der einer Beanspruchung ausgesetzt ist, ins Auge, so wird durch den Kerb der Spannungszustand des Stabes in folgender Weise beeinflußt.

Digitized by Google

Durch den Kerb ist an sich der „nutzbare Querschnitt" des Stabes vermindert. Die Wirkung, die diese Veränderung des Querschnitts auf den Spannungszustand und auf die Beanspruchbarkeit des Materials ausübt, bleibe hier jedoch völlig außer Betracht.

Eine weitere Veränderung des Spannungszustandes des Materials und seiner Widerstandsfähigkeit gegen Formänderung ergibt sich durch die spezielle Wirkung, die von dem Kerb als solchem ausgeht. Nur diese sei unter dem Begriff „Kerbwirkung" verstanden.

Man kann diese Kerbwirkung in zwei Stadien betrachten, die scharf auseinandergehalten werden sollten.

Zunächst entsteht im Grunde des Kerbs eine Konzentration von Spannungen. Erst in einem weiteren Stadium, bei anhaltender Beanspruchung, wirken sich diese Spannungen in einer „bleibenden Formänderung" aus.

Diese Einwirkung der Spannungen äußert sich in verschiedener Weise bei dem Material, je nachdem es gegenüber der Beanspruchung „spröde" oder „plastisch" reagiert.

Wie eine Kerbwirkung zustande kommt, könnte man sich durch folgendes Bild veranschaulichen:

Stellt man sich vor, daß die Linien der Spannungen, die in dem Stoff durch die Beanspruchung erzeugt werden, fließen wie die „Fäden" einer Flüssigkeit, so unterbricht die Einkerbung den glatten Fluß der Strömung; die „Stromlinien" drängen sich scharf um die Spitze des Kerbs herum unter starker Einwirkung auf das Material in der Nähe der Spitze[1].

2. Beseitigung von Kerben und Kerbwirkung.

Auch die Beseitigung der Kerbe spielt in der Technik eine bedeutsame Rolle.

Oberflächenkerbe.

Bei Oberflächenkerben kommen meiner Meinung nach hauptsächlich folgende Möglichkeiten durch mechanische oder chemische Einwirkungen in Frage (Abb. 2a bis d).

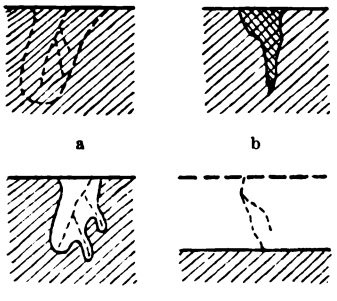


Abb. 2. Beseitigung der Kerben; Aufhebung der Kerbwirkung. a Ausfräsung und Plombierung des Kerbs; b Plombierung des Kerbs ohne vorhergehende Ausfräsung; c Ausätzung der Kerbstelle; d Beseitigung des Kerbs durch Abhoblung der Oberflächenschicht.

a) Ausfräsung des Kerbs und Plombierung der Höhlung derart, daß die alte Oberfläche des Materials wieder hergestellt wird.

Diese Behandlung dürfte, abgesehen von der Verringerung oder Beseitigung des Kerbs, insofern die günstigste Wirkung erzielen, als der alte Querschnitt des Materials wieder hergestellt wird und unvermittelte Querschnittsübergänge so gut wie völlig vermieden sind. Doch muß naturgemäß die Kerbfüllmasse dem Material des Mutterkörpers (in ihren elastischen Eigenschaften) gleichen und mit ihm (durch Verknetung, Verschweißung) zu einer Einheit verbunden werden — andernfalls kann wohl die Kerbwirkung nur zum Teil aufgehoben werden (s. die Bedeutung von Zonen der Inhomogenität, Abschnitt II B, 1, α, β, Mineralien und Gesteine, S. 125).

b) Plombierung des Kerbs, ohne daß der Kerbgrund vorher ausgefräst worden ist.

In diesem Falle ist zwar auch der alte Querschnitt des Materials wieder hergestellt, doch erscheint, wofern nicht eine restlose Ausfüllung der äußersten in Haarrisse auslaufenden Endigung des Kerbs erzielt wird, die Beseitigung der Kerbwirkung als sehr unvollständig.

c) Beseitigung der scharfen Kerbspitzen und damit Milderung des Kerbs durch mechanische Behandlung oder durch Ätzen.

d) Beseitigung der ganzen die Oberflächenkerben enthaltenden Zone.

In diesem Falle würde das Material eine Verminderung des Querschnitts erleiden, ohne daß sich immer eine völlig kerbfreie neue Oberfläche ergibt, da unter Umständen innere Fehlstellen bloßgelegt werden.

Innenkerbe.

Auch die im Innern mancher Stoffe auftretenden Kerbe lassen sich schließen.

In der Technik kann bei einem Material, das sich gegenüber Druckbeanspruchung plastischer als gegen Zug verhält, durch Kompression eine Abschwächung der inneren Kerbwirkung erzielt werden. Hierauf beruht möglicherweise mit die Bedeutung der mechanischen Bearbeitung in der Technik durch Walzen, Pressen, Schmieden usw.

B. Kerbwirkung.

Über Kerbe und Kerbwirkung — womit zugleich Festigkeits-, Bruch- und Plastizitätsprobleme angeschnitten werden — habe ich mir auf Grund der vorliegenden umfangreichen Literatur und durch eigene Anschauung, unterstützt durch wertvolle Unterhaltungen mit meinen wissenschaftlichen Freunden[1], folgendes Urteil gebildet.

I. Erstes Stadium der Kerbwirkung — Konzentration von Spannungen im Kerbgrunde.

Die Spannungen, die bei der Beanspruchung von Materialien auftreten, vermag man bei durchsichtigen Stoffen (Glas, Zelluloid, Zellon, Steinsalz) durch Betrachtung der Stoffe im polarisierten Licht festzustellen.

Die Doppelbrechung, die beobachtbar ist und die sich in einer verschiedenartigen Tönung äußert, ist je nach der Stärke der Beanspruchung verschieden.

Die Einwirkung von Einkerbungen bei der Biegung auf den Verlauf der „spannungsfreien Linie" ersieht man aus den Abbildungen zweier verschieden geformter Zelluloidbügel, die auf Biegung beansprucht sind[2]. Bei

[1] Angeregt durch Herrn G. Sachs.

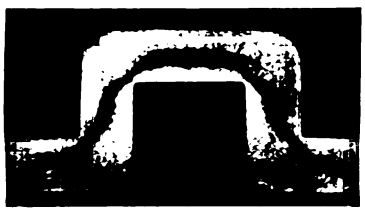
[1] Dr.-Ing. Georg Sachs, Mitarbeiter am Kaiser-Wilhelm-Institut für Metallforschung, Berlin; Prof. Dr. Ernst Schiebold, Leipzig, seinerzeit Mitarbeiter am Kaiser-Wilhelm-Institut für Metallforschung, Berlin; Bergrat Kurt Seidl, Breslau.

[2] Nach O. Hönigsberg: Unmittelbare Abbildung der neutralen Schichten bei Biegung durchsichtiger Körper in zirkularpolarisiertem Licht. Intern. Verband für die Materialprüfung der Technik, Brüsseler Kongreß 1906.

Digitized by Google

dem rechtwinklig geschnittenen Bügel (Abb. 3a) sieht man, daß an allen Stellen der rechtwinkligen Einkerbung die spannungsfreie Linie dicht an die Kerbspitze herangeht. Es bedeutet dies, daß dort die Spannungen besonders hoch sind.

Im Gegensatz hierzu verläuft bei dem gerundeten Bügel (Abb. 3b) die neutrale Linie — außer an den beiden noch verbliebenen rechtwinkligen Kerbstellen — annähernd in der Mittellinie des Querschnitts, eine gleichmäßige Verteilung der Spannungen kennzeichnend.



a

b

Abb. 3. Spannungszustand eines auf Biegung beanspruchten Zelluloidbügels. (1/3 nat. Größe.) Gekennzeichnet durch photographische Aufnahme der Interferenzfarben-Unterschiede im polarisierten Licht. Unterbrechung der „spannungsfreien Linie", die in der Abbildung dunkel erscheint, bei dem rechtwinklig geschnittenen Bügel *a*; ruhiger Verlauf derselben bei dem gerundeten Bügel *b*.

Ein weiteres anschauliches Beispiel der Beeinflussung der inneren Spannungen eines Zellonplättchens durch einen Kerb zeigt die in gleicher Weise hergestellte photographische Aufnahme, die Abb. 4 wiedergibt[1].

Gleiche Schattierungen der Abbildung zeigen gleichartige Interferenztönungen an und bedeuten also annähernd gleiche Werte des Spannungszustandes.

Im Maschinenbau werden neuerdings in dieser Weise an Zelluloidmodellen die in Maschinenteilen zu vermutenden Spannungen beobachtet[2].

Die Verteilung der Spannungen in gekerbten Metallstäben ist verschiedentlich durch Messung ihres elastischen Verhaltens festgestellt worden. Die von Preuß unter Anwendung von Meßspiegeln bei Kerben verschiedener Tiefe und verschiedener Ausrundung des Kerbgrundes erzielten Ergebnisse veranschaulicht Abb. 5[3].

Über jeder Stelle des engsten Querschnittes der einzelnen dem Versuch dienenden eingekerbten Flachstäbe (Flußeisen) ist die Größe der Längsspannung graphisch aufgetragen.

Man sieht, daß die Spannung am Kerbgrunde erheblich größer ist als in der Mitte des Stabes. Man sieht ferner, daß es nicht die Tiefe des Kerbs ist, welche die größten Spannungsunterschiede hervorruft, sondern daß diese besonders von dem Grad der Zuspitzung (Verhältnis zwischen Breite und Tiefe des Kerbs) abhängen. Insbesondere fällt auf, daß ein runder Kerb eine geringere Wirkung als ein spitzer ausübt. Es vermindert also die Ausrundung eines spitzen Kerbs die Kerbwirkung.

[1] Untersuchung von Herrn E. Schiebold.

[2] W. Birnbaum: Optische Untersuchung des Spannungszustandes in Maschinenteilen mit scharfen und abgerundeten Ecken. Z. techn. Phys. 1924, S. 143.

[3] Vgl. G. Sachs: Grundbegriffe der mechanischen Technologie der Metalle. S. 85. Leipzig: Akad. Verlagsges. 1925.

Exakter ausgedrückt bedeutet dies nach den zusammenfassenden Betrachtungen von G. Sachs folgendes[1]:

Der Unterschied zwischen der Spannung im Kerbgrunde und der mittleren Spannung des Stoffs bei sonst unveränderten Abmessungen wächst

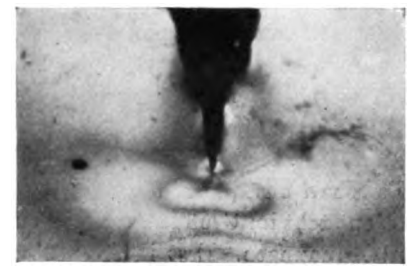
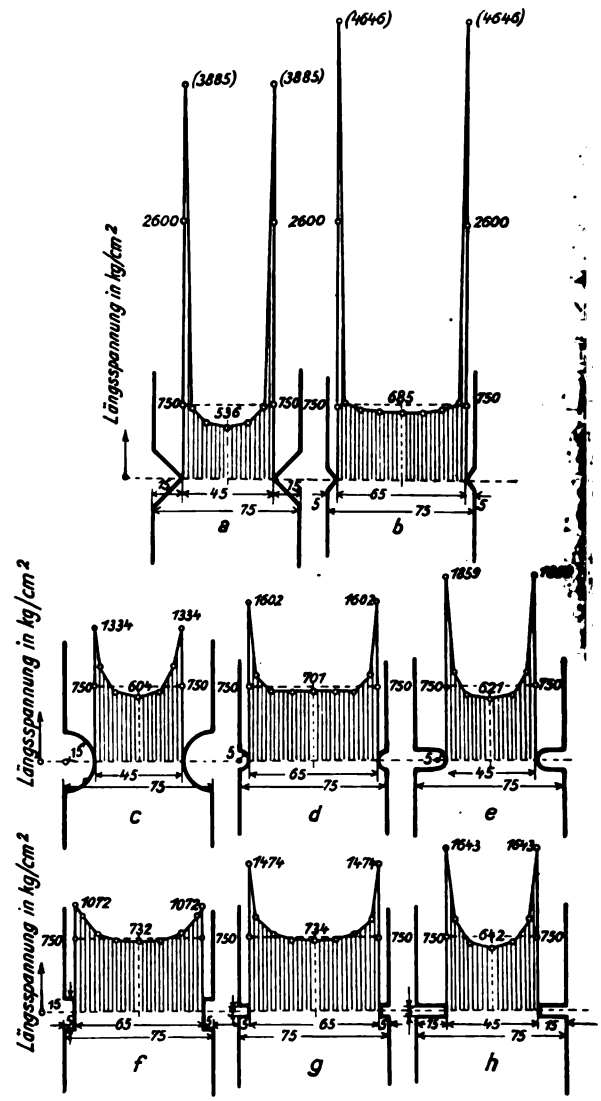


Abb. 4. Spannungszustand an der Kerbspitze eines eingerissenen Zellonplättchens (30mal vergrößert). Gekennzeichnet durch photographische Aufnahme der Interferenzfarben-Unterschiede im polarisierten Licht.



Nach G. Sachs. Mech. Techn. d. Met. Akad. Verlagsges., Leipzig.

Abb. 5. Spannungsstörungen durch Kerbe in elastisch gedehnten Zugstäben. Nach Versuchen von Preuß.

a) mit der Verkleinerung des Abrundungsradius;

b) mit der Zunahme des Verhältnisses von Kerbtiefe zur Stärke des übrigen ungestörten Querschnitts;

c) mit der Verringerung der Abmessungen eines Kerbs einer bestimmten Form.

[1] G. Sachs; a. a. O. S. 86 in etwas anderer Fassung.

Digitized by Google

II. Zweites Stadium der Kerbwirkung — Auslösung der Spannungen des Kerbgrundes.

1. Stoffe im Falle spröder Reaktion.

Materialien, welche unter der ihnen auferlegten Beanspruchung spröde reagieren, reißen, wenn die Anhäufung der Spannungen im Grunde eines Kerbs ein gewisses Maß überschreitet, ein und brechen daher bei Anwesenheit von Kerben leichter als ungekerbte Proben.

a) Beispiele aus Praxis und Wissenschaft.

Erfahrungen der Praxis und Versuche mit spröde reagierenden Stoffen — Metallen und Gesteinen —, die Kerben verschiedener Art enthalten, besagen im einzelnen folgendes:

α) Metalle.

Sichtbare Risse in Maschinenteilen muß man ausbessern, wenn man vorzeitigen Brüchen vorbeugen will.

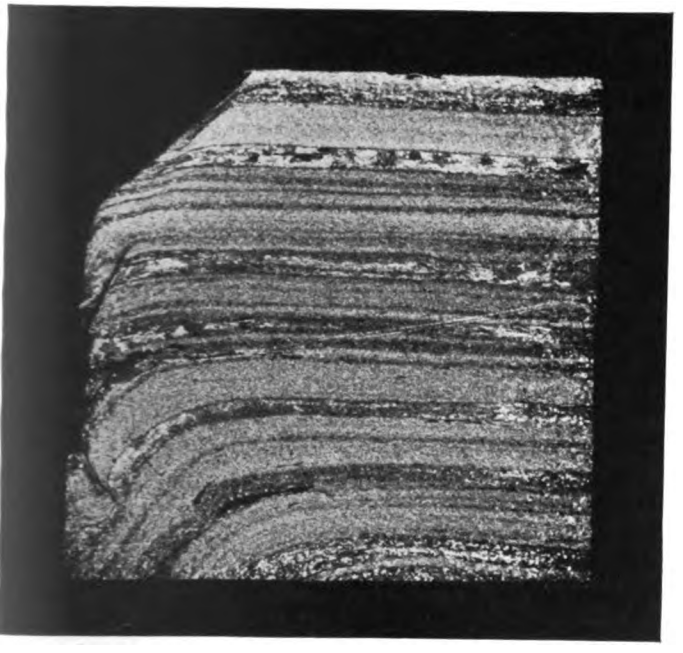


Abb. 6. Einreißen — Aufblättern — eines schweißeisernen Kesselblechs längs zu stark phosphorhaltigen Schichten (4mal vergrößert). Ausgehend von Störungsstellen, die durch fehlerhaftes Abscheren entstanden sind.

Es geschieht dies bei Gußeisen in der Weise, daß die Rißzone ausgemeißelt und die Höhlung mit Metall der gleichen Art zugeschweißt wird.

Abb. 6 zeigt die Aufblätterung eines Kesselblechs aus Schweißeisen (mit ausgeprägter Schichtung infolge unterschiedlichen Phosphorgehalts) auf Schichtfugen, die sich durch Einreißen bei fehlerhaftem, abscherendem Zerschneiden ergab.

Abb. 7a zeigt einen von einer schadhaften Oberflächenstelle ausgehenden Querriß einer Flußeisenstange, der zum Bruch führte, während die daneben befindliche Schweißstelle unversehrt blieb. Die vergrößerte Aufnahme des Risses (Abb. 7b) läßt erkennen, wie dieser als Haarriß fortschreitet, indem er, z. T. den Schichtflächen des Materials folgend, treppenförmig absetzt.

Die Gefährlichkeit von Haarrissen (Abb. 8) hat man früher unterschätzt.

Bei der Bearbeitung von Edelstahlblöcken gab es infolgedessen anfangs übermäßig viel Ausschuß. Die meisten vorgewalzten Blöcke zerspleißten beim Weiterwalzen, ausgehend von langen Haarrissen (die mit dem bloßen Auge nicht zu sehen, aber 5 bis 20 cm lang und $^1/_2$ bis 1 cm tief waren). Die Blöcke mußten daher einer Vorbehandlung unterworfen werden. Die Risse wurden zunächst (durch Beizen) sichtbar gemacht und dann mit Preßluftmeißeln so lange bearbeitet, bis der Span nicht mehr aufplatzte. Das dann verwalzte Material ergab einwandfreien Edelstahl.

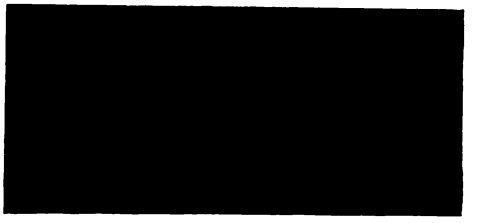


Abb. 7a. Oberflächenfehler, der bei normaler Beanspruchung des Materials (Flußeisen — Stange) neben einer Schweißstelle zum Bruch führte. (Vergr. Aufnahme s. Bild 7b.) Reißzone unter einem Winkel von 50—60° zur inneren Struktur.

Abb. 7b. Fortschreiten des Kerbs (Bild 7a) als Haarriß in Absätzen, zum Teil längs der Schichtung.

Selbst hochglanzpolierte Wellen, von denen man lange Zeit annahm, daß sie wirksame Risse nicht mehr enthalten, werden neuerdings geätzt. Man erreichte dadurch oft die erstaunliche Wirkung, daß, als Folge der Ausrundung der Haarrisse, die „Festigkeit" um 30% „erhöht" wurde[1].

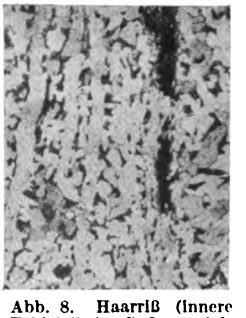


Abb. 8. Haarriß (innere Fehlstelle im Gußmaterial: Flußeisen).

Analoge Wirkungen von Haarrissen, die von schadhaften Oberflächenstellen, insbesondere von den Korngrenzen ungünstig gelagerter, spröde reagierender Kristalle aus-

[1] Briefliche Mitteilung von Direktor E. Roth, Lautawerk, Lausitz.

Digitized by Google

gehen, sind u. a. beim Kaltwalzen von Aluminium und von Kupfer beobachtet[1].

Ein besonders eindrucksvolles Zeichen von Kerbwirkung bietet das als „season cracking" in der Metallkunde bekannte spontane Aufreißen gezogenen oder gepreßten Metalls unter Knall, das infolge des Verarbeitungsprozesses unter starken inneren Spannungen steht (Abb. 9)[2]. Es genügt schon die scheinbar geringe — tatsächlich aber konzentrierte — Spannung kleiner Kerbe, um plötzlich die zerstörende Entspannung hervorzurufen.

Abb. 9. Preßbarren aus α = Messing, der beim Herausnehmen aus dem Rezipienten infolge innerer Spannungen aufblätterte. (Lin. Vergr. 0,17.)

Eine unvermittelte Änderung des Querschnitts beanspruchter Materialteile sucht man möglichst zu vermeiden. Bei Wellen (Abb. 1e) führt sie erfahrungsgemäß an der Stelle des scharfen Übergangs vom größeren zum kleineren Durchmesser im Betriebe zum Bruch. Wellen, die vollständig im kleineren Durchmesser ausgeführt sind (die also die früher sogenannte „Verstärkung" nicht erfahren haben), halten die gleiche Beanspruchung aus, ohne zu brechen.

In der Maschinentechnik ist man nunmehr planmäßig bemüht, „Wege zur Herabsetzung der Kerbwirkung"[1] zu finden. So hat H. Kändler Stäbe aus Stahl mit Rund- und Spitzkerben nach verschiedener mechanischer und chemischer Bearbeitung auf ihre „Dauerfestigkeit" (d. i. oftmals wiederholte Beanspruchung mit einer Last, die einen gewissen Betrag unter der einmalig getragenen Höchstlast liegt) geprüft.

Von dem erzielten Zahlenmaterial dürfte folgendes interessieren: Die Bruchschlagzahl wurde bei abgedrehten und bei polierten Stäben aus Stahl mit Rundkerben nach Behandlung mit verdünnter Säure um 40% bzw. um 27% erhöht. Bei Proben, die Spitzkerben enthielten, ergab sich nach längerem Ätzen mit konzentrierter Säure eine Erhöhung der Dauerschlagszahl bis zu 116%.

Bemerkenswert erscheint mir, daß dabei, wie aus Abb. 10a und b hervorgeht, die Ausrundung und Verbreiterung des Kerbgrundes weit energischer als das Abrunden von Erhöhungen erfolgt.

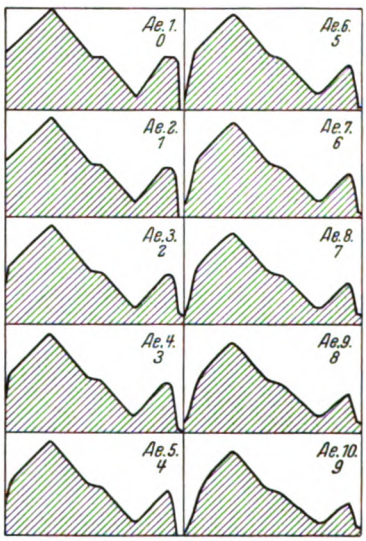


Abb. 10a. Verschiedene Stufen der Ätzwirkung einer mit scharfkantigem Buckel und mit Kerb versehenen Metalloberfläche.
0. Ausgangsstadium, 9. Endstadium. Auffällig starke Ausrundung des Kerbgrundes gegenüber nur geringer Rundung der Buckelspitze.

Abb. 10b. Theoretischer Ätzvorgang bei einer Kerbfurche.
Punktierte Linie: Vermuteter Verlauf der Kerbfurche nach erfolgter Ätzung. 1. Aufgeschmierte Randwulste.

Ich vermute jedoch, daß eine besonders schädliche Kerbwirkung eintritt, wenn der Winkel des Einschnitts die inneren Strukturflächen des Materials zerschneidet, wie dies z. B. bei unsachgemäß gestanzten Messingkörpern der Fall ist.

Hingegen dürfte in dem durch Abb. 11 gekennzeichneten Falle, wo ein Flußeisenstäbchen in glühendem Zu-

[1] E. Seidl, E. Schiebold: Das Verhalten inhomogener Aluminium-Gußblöckchen beim Kaltwalzen. Makroskopische Beobachtung der Einstellung einer Walztextur. Z. Metallkunde 1925, S. 226ff.; Sonderdrucke Kommissionsverlag Max Weg, Leipzig. Mitt. Materialpr.-Amt u. K.-W.-I. f. Metallforsch., Sonderheft II, S. 127ff. 1926. — Das Verhalten von Industriekupfer bei der Beanspruchung, erläutert bei Kaltbehandlung. Z. Metallkunde 1926, S. 241ff.; Sonderdrucke Kommissionsverlag Max Weg, Leipzig. Mitt. Materialpr.-Amt u. K.-W.-I. f. Metallforsch., Sonderheft III, S. 42/67. 1927.

[2] Bild aus J. Czochralski: Moderne Metallkunde, S. 279, Abb. 294. 1924.

[1] H. Kändler: Neue Wege zur Herabsetzung der Kerbwirkung. Z. techn. Phys. 1924, S. 150, Abb. 3 u. Tafel VI, Abb. 1.

Digitized by Google

stand zu einer Niete geformt wurde, wobei das innere Gefüge des Metalls sich der Einkerbung anpassen konnte, die Kerbwirkung geringer sein.

β) Mineralien und Gesteine.

Unter den Erfahrungen, die mit Mineralien und Gesteinen verschiedener Art gemacht wurden, dürften folgende von besonderem Belang sein.

Bei natürlichen oder künstlichen Gesteinen, die als Baumaterial dienen, gehen Brüche infolge von Überlastung erfahrungsgemäß von Kerbstellen aus[1].

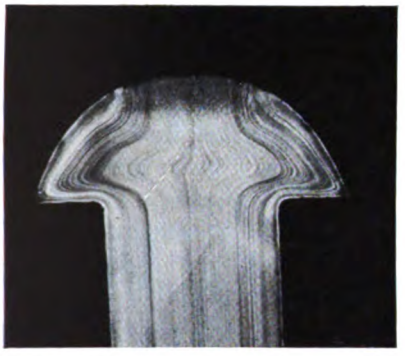


Abb. 11. Kopf einer Niete als Beispiel für die homogene Formung der inneren Struktur gegenüber der äußeren Gestalt. Die unvermittelte Änderung des Querschnitts dürfte, da die innere Struktur sich ihr anpaßt, nicht in vollem Maße als Kerb wirken.

Durch Verputzen poröser Gesteine oder durch Polieren dichter Bausteine läßt sich deren Beständigkeit erheblich erhöhen. Diese Wirkung ist naturgemäß, abgesehen von der Beseitigung der mechanischen Kerbwirkung, auch darauf zurückzuführen, daß eine glatte Oberfläche den Atmosphärilien und Flüssigkeiten nur eine geringe Angriffsmöglichkeit bietet.

Bei Steinbruchsarbeiten erzielt man bekanntlich überraschende Erfolge mit verhältnismäßig kleinen Kerben, in die man Keile treibt.

Da die Wirkung vielfach auf „innere Spannungen" zurückgeführt wird, die angeblich das bearbeitete Gestein enthalten soll, so sah ich mir u. a. die Bearbeitung von Blöcken in einigen Granitbrüchen an[2]. Ich hatte den Eindruck, daß die bloßliegenden Gesteinspartien schon entspannt seien, auch wurde mir von dem langjährigen Werkführer versichert, daß bergschlagähnliche Entspannungen in diesen Brüchen nicht beobachtet worden seien.

Der in Abb. 12 wiedergegebene bearbeitete Gesteinsblock bestand aus Granit von feinem, sehr gleichmäßigem Korn und hatte die Abmessungen von 1,5 m × 0,6 m × 0,3 m. Auf der breiten Oberfläche waren in regelmäßigen Abständen von 10 cm 14 Kerbe von 3,5 cm Tiefe und 1,2 cm oberer Breite der aus Abb. 13 ersichtlichen Form mit einem scharf zugespitzten „Spitzeisen" hergestellt.

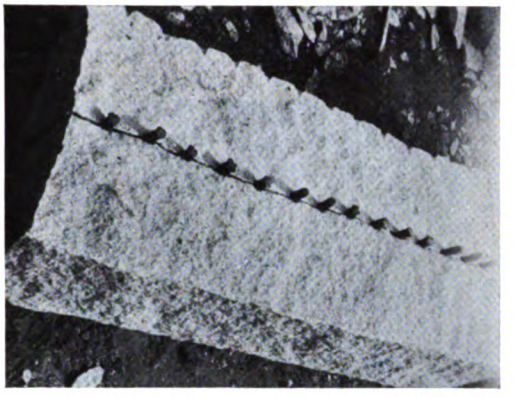
Es genügten zwei leichte Schläge auf jeden Keil mit einem Hammer von 50 × 50 qmm Grundfläche, um den 30 cm dicken Block mit scharfer Fläche zu zerspalten. Die Zerteilung fand in diesem Falle nicht in einer der „bevorzugten" Richtungen des Granitmassivs statt.

[1] A. Hänisch: Resultate der Untersuchungen mit Bausteinen der österreichisch-ungarischen Monarchie. Wien 1892. M. Gary: Mitt. Kgl. Techn. Versuchsanstalten, Berlin 1897, 1898 u. 1900.

[2] Granitbrüche der Reut bei Schamles-Gottesberg und am Luisenberg bei Wunsiedel (Fichtelgebirge).

Mit Kerbwirkung kann man sich dieses überraschende Ergebnis leichter erklären als bisher.

Die Bedeutung der Kerbwirkung für die natürliche Zerspaltung zutage tretender Granitmassen kann man sich folgendermaßen klarmachen.



Phot. Stud. Thieling

Abb. 12. Zerspaltung eines Granitblocks durch Kerbe von 3 cm Tiefe. Größe des Blocks 1,5 × 0,6 × 0,3 m; Abstand der 14 Kerben je 10 cm. An der oberen Kante des Blocks sieht man, daß dieser von einem größeren Granitstück durch ebensolche Kerbe abgetrennt ist.

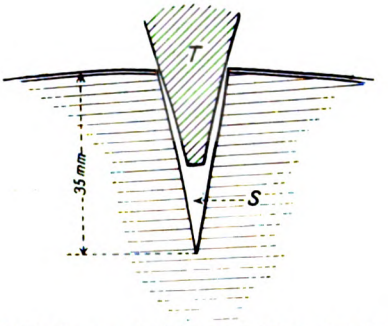


Abb. 13. Mit Spitzkeil ausgearbeiteter Kerb (*S*), in dem der Treibkeil (*T*) sitzt (1/2 nat. Größe).

In den Abbildungen 14a und b sieht man einen durch 10 cm tiefe Kerben zerspaltenen Granitblock von 4 m Höhe, der in einer der Hauptspaltrichtungen durch Einkerbung der Randzone (Kerbtiefe 10 cm) zerspalten wurde. Im Hintergrund erkennt man einen anderen durch natürliche Zerspaltung in derselben Hauptspaltrichtung zerteilten Granitblock, der unmittelbar unter der Tagesoberfläche liegt. Die ehemals wohl glatte Spaltfläche ist inzwischen durch Verwitterung etwas gerundet[1]. Es geht daraus hervor, daß in diesem Falle verhältnismäßig geringe Kräfte dazu gehörten, um die natürliche Zerspaltung zu bewirken.

Höchst bemerkenswert erscheint das unterschiedliche Verhalten geschichteter gegenüber homogenen Gesteinen bei derselben Beanspruchung unter allseitigem (Flüssigkeits-) Druck.

A. Föppl[2] hat festgestellt, daß homogene Gesteine und Zement in diesem Falle im Innern völlig unversehrt

[1] H. Cloos: Einführung in die tektonische Behandlung magmatischer Erscheinungen (Granittektonik). I. Spez. Teil: Das Riesengebirge in Schlesien, Bau, Bildung und Oberflächengestaltung. Berlin: Gebr. Bornträger 1925. Enthält interessante Abbildungen derselben Erscheinung.

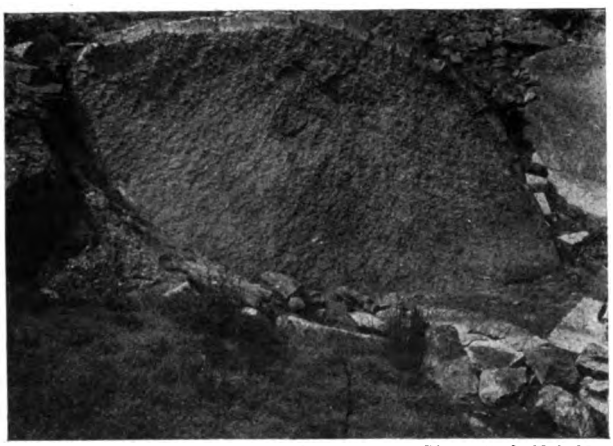
[2] A. Föppl: Druck und Umschlingungsdruck. Mitt. mech.-techn. Laborat., München H. 27, S. 20ff., Abb. Tafel II. 1900; J. Bauschinger: Mitt. mech.-techn. Laborat., München, H. 4. 1874.

Digitized by Google

blieben, während geschichteter Sandstein längs den Schichtflächen in Scheiben zerbrach (Abb. 15).

Faßt man den Begriff Kerb sehr weit und versteht darunter auch Grenzzonen des Wechsels der Homogenität des betreffenden Stoffs, so erklärt sich dieses Verhalten des Sandsteins ohne weiteres durch die von diesen — Inhomogenitätszonen, also Kerben darstellenden — Schichtflächen ausgehende Kerbwirkung.

a Phot. Stud. Kobold.



b Phot. Stud. Kobold.

Abb. 14. Granitblock (4 m hoch), zerspalten durch einen Saum von Kerben, die mit Werkzeugen (10 cm tief) ausgearbeitet sind. Über diesem Block ein etwa ebenso großer Block (scheinbar kleiner, weil weiter entfernt), der wahrscheinlich durch natürliche Zerspaltung eines größeren Blocks in derselben — bevorzugten — Richtung des Granitmassivs zerspalten ist.

Schließlich gehören hierher die Zugversuche mit Glasmasse, auf denen A. A. Griffith seine „Theorie des Bruches" aufgebaut hat[1], und die im Anschluß daran von Joffé angestellten Zugversuche mit Steinsalzkristallen.

Die beobachtete Festigkeit bei Glas war in diesem Falle:
wenn es sichtbare Risse nicht zeigte . . . 17,4 kg/qmm
bei einem sichtbaren Riß von 3,8 mm . . . 0,607 „
bei einem sichtbaren Riß von 22,6 mm . . 0,257 „

[1] A. A. Griffith: The Phenomena of Rupture and Flow in Solids. Phil. Trans. (A) Bd. 221, S. 163—198. 1920.

Dünne Glasfäden, auf hohe Temperaturen angelassen und schnell abgekühlt, hatten eine bleibende Zugfestigkeit von:
in einem Falle . . . . . 370 kg/qmm
in einem anderen Falle . . . . . 600 „
(doch hielt dieser Zustand im letzteren Falle nur kurze Zeit an und die Festigkeit des Glases ging wieder herab).
Die theoretisch auf Grund molekularer Betrachtungen errechnete Festigkeit von Glas beträgt . . . . . 2000 „

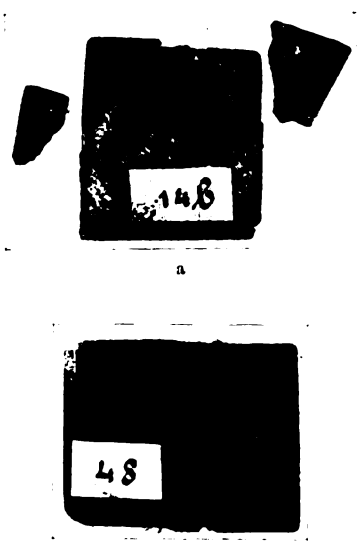
Planmäßige Zugversuche, die A. Joffé[1] mit Steinsalzkristallen vornahm, haben folgendes ergeben:

Steinsalzkristalle, die im ursprünglichen Zustand eine Zugfestigkeit von . . . . . 0,45 kg/qmm
hatten, wiesen, bei hohen Temperaturen verformt, die 12fache Festigkeit
und unter Wasser zerrissen angeblich sogar eine Zugfestigkeit von . . . . . 160 „
Die theoretisch errechnete Festigkeit von Steinsalz beträgt . . . . . 200 „

A. Joffé führt diese Annäherung der gemessenen an die theoretische Festigkeit auf die stetige Ablaugung feiner Kerben, die sich bei der Zugbeanspruchung auf der Oberfläche bilden sollen, durch das Wasser zurück.

Andere Forscher, deren Auffassung ich teile, erblicken darin nur eine Teilerscheinung verschiedener zusammenwirkender Einflüsse[2].

Diese im deutschen Salzbergbau übrigens seit alters bekannte Eigenschaft der sonst so spröden Steinsalzkristalle, sich unter Wasser schmiegsam formen zu lassen, wird von Bergleuten dazu verwertet, um Gegenstände für den Verkauf an Besucher der Bergwerke herzustellen.



a

b

Abb. 15. Unterschiedliches Verhalten dichter und geschichteter Gesteine unter allseitigem Flüssigkeitsdruck. a Dichter Zement (2000 atm) unversehrter Kern, nur die Ecken sind abgetrennt. b Geschichteter Sandstein (3455 atm), Zerteilung längs der Schichtflächen.

b) Technische und molekulare „Festigkeit"; Bruchtheorie rücksichtlich der Kerbwirkung.

Die technische Forschung interessiert Kerb und Kerbwirkung besonders auch unter dem Gesichtspunkt der „Festigkeit" der beanspruchten Stoffe. Doch ist Festigkeit, wie sie sich bei technischen Versuchen bisher ergab, nicht ein den beanspruchten Materialien an sich eignender Begriff, sondern eine von der Art der Beanspruchung und anderen Faktoren abhängige, für verschiedene Zustände eines und desselben Stoffes verschiedene Größe.

[1] A. Joffé in Gemeinschaft mit W. M. Kirpitschewa und M. A. Lewitzki: Deformation und Festigkeit der Kristalle. Z. Physik Bd. 22, Nr. 5, S. 286—302. 1924.

[2] W. Ewald und M. Polanyi: Plastizität und Festigkeit von Steinsalz unter Wasser. Z. Physik Bd. 28, S. 29—50. 1924.

Digitized by Google

Es sei daher hier auf die hochbedeutsamen Gedankengänge hingewiesen, mittels deren A. A. Griffith[1] — bei Betrachtung spröde reagierender Stoffe — das Problem der Kerbwirkung in das Bruchproblem einzufügen sucht, wodurch beide Probleme einer exakten Lösung nähergebracht werden.

Die als „technische Festigkeit" bezeichnete Festigkeit der in der Technik verwendeten Materialien hat A. A. Griffith u. a. durch die oben mitgeteilten Versuche an Glas zu ermitteln gesucht.

Aus molekularen und thermischen Betrachtungen schließt er, daß die molekulare Festigkeit etwa 20 bis 100mal größer sei als die beobachteten Werte der „technischen Festigkeit".

Der geringe Wert dieser technischen Festigkeit erscheint ihm nur dann erklärbar, wenn in dem festen Körper im Augenblick des Bruchs große lokale Anreicherungen von Energie (Spannungsenergie) vorhanden sind.

Dieses Erfordernis molekuarer und thermisch-energetischer Überlegungen begegnet sich mit der Tatsache, daß bei der Kerbwirkung eine Konzentration von Energien im Grunde des Kerbs festgestellt ist.

Die Kerbwirkung ist also, das geht aus diesen Überlegungen überzeugend hervor, eine derjenigen Wirkungen, welche — wohl in Verbindung mit anderen — die molekulare, einem Stoff tatsächlich eignende Festigkeit herabsetzt und bald diese, bald jene technische „Festigkeit" vortäuscht.

2. Stoffe im Falle plastischer Reaktion.

Auch über den Einfluß von Kerben auf Stoffe, die bei der Beanspruchung plastisch reagieren, liegen wertvolle Beobachtungen vor.

Die Erfahrungen mit Steinsalzkristallen, die im trockenen Zustand sich spröde, benetzt jedoch plastisch verhalten, sind schon erwähnt.

Planmäßige Studien, die A. Nádai „Über die unter einer Belastung sich bildenden Gleitflächen der festen Körper" in exakter Weise durchgeführt hat[2], bezeugen u. a., wie aus Abb. 16a und b augenscheinlich hervorgeht, daß bei Versuchskörpern, die gelocht oder gekerbt sind, von diesen Schwächezonen Gleitflächen ausgehen.

Äußerst anschaulich sind auch die Abbildungen, die Hartmann in seinem grundlegenden Werk über „Fließfiguren" (Gleitzonen) in beanspruchten Metallen beigegeben hat[3].

Die einfachste Deutung dieser Erscheinung erscheint mir die, daß man sie als einen Sonderfall der als allgemein gültig angesehenen Tatsache hinstellt, daß, wenn die Beanspruchung plastisch reagierender Materialien ein gewisses Maß überschreitet, das Material in erster Linie an der Einwirkungsstelle der größten Energien zum Gleiten kommt.

[1] A. A. Griffith: Zur Theorie des Bruches. Intern. congres voor Technische Mechanica, Delft (Holland). — Smekal: Technische Festigkeit und molekulare Festigkeit. Naturwissensch. 1922, S. 799; K. Wolf: Zur Bruchtheorie von A. Griffith. Z. ang. Math. Mech. Bd. 3, S. 107ff. 1923.

[2] A. Nádai: Über die unter einer Belastung sich bildenden Gleitflächen der festen Körper. Z. techn. Phys. 1924, 2369, Abb. Tafel IX, Abb. 2 bis 6 und Tafel XI, Abb. 20.

[3] E. Hartmann: Distribution des Déformations dans les métaux soumis à des Efforts. Paris-Nancy: Berger-Levrault Cie., Libraires-éditeurs 1896.

Besonders einleuchtend erscheint mir die schon von E. Heyn[1] getroffene Feststellung, daß „bei geschmeidigen Materialien, z. B. bei Bleiproben . . . das Material seine Formänderung so herbeizuführen sucht, daß der Kerb in seinem Grunde stärker abrundet, die Kerbwirkung also vermindert wird".

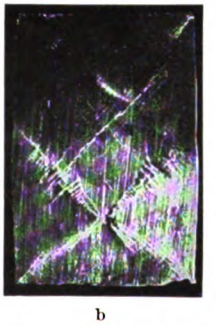
Im vorliegenden Falle ist die Einwirkungsstelle der Energien der Grund des Kerbs; dieser paßt sich dem Zwang der Energien schmiegsam an oder mit anderen Worten: der Kerbgrund stumpft ab, weitere Kerbwirkung vermindernd.

Es ruft also das Wegfließen an der Stelle der stärksten Energieanhäufung einen weitgehenden Ausgleich der Spannungen hervor.

a Verl. Joh. Ambr. Barth, Leipzig.

Abb. 16a. Fließfiguren auf gelochten und gekerbten Zugstäben aus Eisen.

Schließlich ist durch planmäßige Versuche an Metallen (eisernen Stäben und Klötzen) erwiesen, daß Einkerbungen im Bereich des durch die Einkerbung verminderten Querschnitts des Materials eine Erhöhung des Widerstandes gegenüber Zug (P. Ludwik, R. Scheu)[2] wie auch gegenüber Druckbeanspruchung (G. Sachs)[3], und zwar unter begleitenden Wirkungen verschiedener Art herbeiführen, die gleichbedeutend mit einer Erschwerung der Fließbewegung sind.



b

Abb. 16b. Wirkung eines zufälligen Bläschens in der Oberflächenschicht eines gedrückten Paraffinprismas.

C. Ergebnis.

Das Ergebnis dieser Betrachtungen ist folgendes:

1. Die Wirkung von Kerben, die in Stoffen verschiedener Art auftreten, spielt für ihr physikalisch-mechanisches Verhalten im Falle einer Beanspruchung eine bedeutende Rolle.

2. Die Kerbwirkung erfolgt in zwei Stadien; zunächst findet eine Konzentration der durch die Beanspruchung geweckten Energien im Grunde des Kerbs statt; sodann erfolgt, wenn ein gewisses Maß der Beanspruchung er-

[1] E. Heyn: Handbuch der Materialienkunde Bd. II A. Berlin 1913.

[2] P. Ludwik und R. Scheu: Über Kerbwirkungen bei Flußeisen. Stahleisen Bd. 43, S. 999—1001. 1923.

[3] G. Sachs: Über Kerbwirkungen beim Stauchversuch. Stahleisen Bd. 43, S. 1587. 1923.

Digitized by Google

reicht ist, eine Auslösung der angesammelten Energiemengen.

3. Die Konzentration von Spannungen im Kerbgrunde ist von der Art und Form des Kerbs abhängig; sie erfolgt am stärksten bei Kerben mit feinster Spitze.

4. Die Auslösung der Spannungen vollzieht sich in verschiedener Weise, je nachdem das Material — unter den sonst vorliegenden [durch seine Beschaffenheit, durch Temperatur, Druck (Durchtränkung mit Flüssigkeiten bei Salz und Eis), Tempo des Vorgangs bedingten] spröden oder plastischen Umständen — auf die Beanspruchung hin reagiert.

5. Bei spröde reagierenden Materialien bewirkt die Auslösung der im Kerbgrunde konzentrierten Spannungen ein weiteres Aufreißen des Kerbs, das vorzeitig zum Bruch des Materials führen kann.

In diesem Falle bedeutet also die Auslösung der Kerbwirkung eine „Herabsetzung der Festigkeit" des Materials.

6. Bei plastisch reagierenden Materialien verursachen die im Kerbgrunde konzentrierten Spannungen ein Fließen des Materials im Kerbgrunde. Dadurch entsteht, unter Ausrundung des Kerbs, ein Ausgleich der Spannungen. Der Widerstand des Materials gegen Formänderung — in dem durch den Kerb geschwächten Querschnitt — ist infolge der Gegenwirkung der benachbarten Materialteilchen erhöht.

7. Die Kerbwirkung läßt sich dadurch abschwächen, daß dem Kerbgrund eine weniger spitze Form gegeben wird. Sie läßt sich durch annähernde oder völlige Beseitigung des Kerbs (die auf mechanischem oder chemischem Wege erfolgt) zum großen Teil — vielleicht auch ganz — beseitigen.

8. Die Kerbwirkung hebt sich gewissermaßen selbst auf, wenn im zweiten Stadium der Wirkung durch Auslösung der Spannungen im Kerbgrunde spröde Stoffe zu zerbrechen oder plastische (unter Ausrundung des Kerbgrundes) zu fließen anfangen.

9. Ein „Kerb" liegt meiner Auffassung nach nicht nur im Falle einer offensichtlich kerbartigen Unterbrechung der Homogenität eines Materials vor, sondern sinngemäß auch dann, wenn der sonst leere Raum mit einer Masse ausgefüllt ist, die die Homogenität unterbricht. Mit Kerbwirkung in diesem weiteren Sinne ist also überhaupt bei Materialien, die aus verschiedenartigen Stoffen bestehen, längs der Grenzzone der verschiedenartigen Bestandteile zu rechnen.

10. Die Anwendung der in der Technik und durch wissenschaftliche Untersuchungen des Kerbproblems gewonnenen Erfahrungen auf dem Gebiet der Naturwissenschaften erscheint in erster Linie bei der (tektonischen) Geologie möglich. Denn die Beanspruchung geologischer Schichtenverbände und Gesteinsmassen unter tektonischen Einwirkungen unterscheidet sich nur der Größenordnung nach von den einer technischen Beanspruchung unterworfenen Körpern; sie muß sich nach den nämlichen physikalisch-mechanischen Gesetzmäßigkeiten vollziehen[1].

[1] Vgl. Original-Abh. E. Seidl: Kerbwirkung in Technik und Wissenschaft. Zeitschr. a. d. Geol. Ges. Bd. 77, Jg. 1925, Abhandl. 3. Sonderdr. Komm.-Verlag Max Weg, Leipzig.

Versuche zum Walz- und Schmiedevorgang.

Von **G. Sachs**[1].

Das Verhalten eines Werkstoffes bei einem Verarbeitungsvorgang ist im wesentlichen durch die Eigenschaften des Stoffes (bei der betreffenden Verarbeitungstemperatur) und durch die Beanspruchungsverhältnisse während der Verformung bestimmt.

Die Eigenschaften des gegossenen Materials hängen in erster Linie vom Gefüge, d. h. von der Gestalt und Anordnung der Kristalle, der chemischen Zusammensetzung des Gußstückes und seiner Dichtigkeit ab[2]. Und zwar ist nicht nur das Gefüge des Gußstückes maßgebend, sondern es sind auch die Veränderungen während der Verarbeitung zu berücksichtigen. Die Eigenschaften sind ferner von der Temperatur der Verarbeitung und vielleicht auch noch von der Geschwindigkeit der Verformung abhängig.

Bei einem Stoff von bestimmten Eigenschaften ist das Verhalten während der Verarbeitung streng genommen von der Beanspruchung jedes einzelnen Teilchens durch die Maschinen und Werkzeuge bestimmt. Den gesamten Beanspruchungszustand in einem Stoffe, der sich während der Verarbeitung von Augenblick zu Augenblick ändert, ganz zu übersehen, ist bisher jedoch unmöglich. Für die Praxis kommt es aber auch nur darauf an, zu wissen, unter welchen Umständen betriebsschädliche Beanspruchungen auftreten können, und Wege zu finden, sie zu vermeiden, um den Abfall und damit die Erzeugungskosten herabzudrücken. Manche dahingehende Frage läßt sich nun schon, wie die folgenden Ausführungen zeigen sollen, beantworten, wenn die Gestaltveränderungen bei der Verarbeitung und die damit verbundenen Materialverschiebungen einer genaueren experimentellen Untersuchung unterworfen werden[1].

Die Materialverschiebungen beim Schmieden und Walzen sind trotz der hohen praktischen Bedeutung solcher Untersuchungen noch wenig erforscht. Verschiedene eingehende Betrachtungen über den Materialfluß beim Schmiedevorgang und beim Walzen von Blechen[2] gehen vom gewöhnlichen Druckversuch aus,

[1] Original: Z. Metallkunde Bd. 19, S. 189/95. 1927.

[2] O. Bauer und G. Sachs: Metall Erz Bd. 24, S. 154/64.

[1] Vgl. G. Sachs und E. Seidl: Naturwissensch. Bd. 13, S. 1032/40. 1925.

[2] A. Falk: Stahleisen Bd. 32, S. 816/22 u. 863/67. 1912; F. Riedel: Forschungsarb. V. d. I., H. 141. 1913; Ber. Walzwerkaussch. V. D. E. Nr. 27. 1923; Z. V. d. I. Bd. 66, S. 566/71. 1922; W. Tafel: Walzen und Walzenkalibrieren, 2. u. 3. Aufl. Dortmund 1923; Stahleisen Bd. 34, S. 481/87, 574/78. 1914; Ann. Physik (4) Bd. 78, S. 465/97. 1925; W. Tafel und H. Sedlaczek: Stahleisen Bd. 45, S. 190/93. 1925; E. Siebel: Maschinenbau Bd. 2, S. 307/12. 1922/23; Stahleisen Bd. 43, S. 1295/1300. 1923; Ber. Walzwerkaussch. V. D. E. Nr. 37. 1924; Stahleisen Bd. 45, S. 1563/66. 1925; P. H. Schweißguth: Schmieden und Pressen. Berlin 1923; Z. V. d. I. Bd. 62, S. 281. 1918.

Digitized by Google

dessen Ähnlichkeit mit dem Walzvorgang und selbst mit dem Schmiedevorgang jedoch nur sehr bedingt ist. Jedenfalls ist bisher der Nachweis nicht geführt worden, daß die Gesetze des Druckversuches sich auf diese Verarbeitungsvorgänge übertragen lassen; und die im folgenden beschriebenen Versuche lehren, daß es wenigstens für ein tieferes Verständnis des Walzens notwendig ist, das Experiment stärker den wirklichen Beanspruchungsverhältnissen anzunähern, als es an Hand gewöhnlicher Druckversuche möglich ist.

Walzen von Blechen.

Die Ausbildung der Gestalt eines Walzbleches ist im wesentlichen von den geometrischen Verhältnissen des Vorganges abhängig. Je nach der Größe der Probe und dem Verhältnis zwischen den Abmessungen des Walzgutes und den Durchmessern der Walzen fallen die Gestalt eines Walzbleches und damit auch die Materialverschiebungen verschieden aus.

Über den Einfluß der Länge des Walzgutes geben Abb. 1 und 2 Aufschluß[1]. Aus ihnen geht zunächst hervor, daß bei einem Längsschnitt in den mittleren Teilen des Bleches alle senkrechten Querschnittsfasern gleichartig verformt, also auch gleichartig beansprucht werden. Dabei ist die Gestalt der Enden (bei den gewählten Streifenlängen) gänzlich unabhängig von ihrer Länge; an ihrer Ausbildung ist also nur eine verhältnismäßig geringe Materialmenge beteiligt.

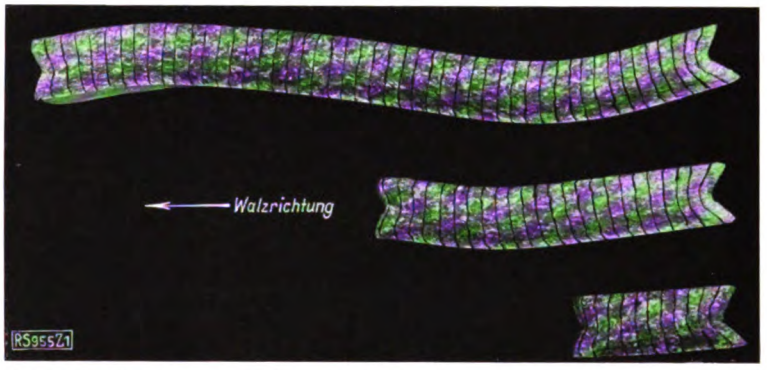


Abb. 1. Gewalzte Aluminiumproben verschiedener Länge. Die Ausbildung der Enden ist bei allen Proben gleichartig. $^6/_{10}$ nat. Größe.

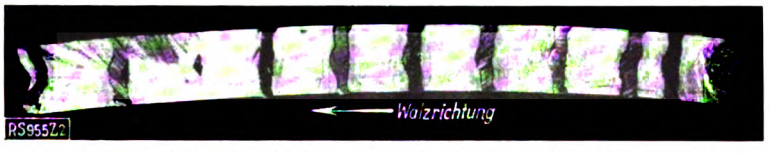


Abb. 2. Gewalzter Aluminiumstreifen mit eingezogenen Kupferbolzen, etwa $^2/_3$ nat. Größe.

Denkt man sich einen Augenblick des Walzvorganges festgehalten, so wird es klar, daß ein Materialstreifen, der gerade von den Walzen zusammengedrückt wird, nur dann einen Beitrag zur Ausbildung der Enden liefern kann, wenn er in ihrer nächsten Nachbarschaft liegt. Bei einiger Entfernung der gedrückten Stelle von den Enden verhindern die im Augenblick unbeanspruchten Teile des Bleches wie starre Widerlager unterschiedliche Längungen einzelner Querschnitteile und sind die Ursache, daß die Verformung beim Walzen (wie die Lage der ursprünglich senkrechten Marke in Abb. 1 beweist) wesentlich ein gleichmäßiges Herunterstauchen ist. Die eigenartige Ausbauchung der Kupferbolzen in Abb. 2 ist wohl als Knickerscheinung zu deuten[2]. Nur die unmittelbar an den Walzen anliegenden Teile werden von diesen infolge der Voreilung[3] des Bleches gegen die Walzen nach hinten verschoben, und zwar ebenfalls, wie Abb. 1 und 2 zeigen, ohne daß sie hierdurch stärker gelängt sind als dazwischenliegende Teilchen. Das gleiche gilt sinngemäß auch für das Ziehen, Pressen und Schmieden. Die in der Praxis vielfach vertretene Anschauung, daß dem Material bei diesen Verarbeitungsvorgängen sozusagen eine Haut übergezogen wird[1], die hauptsächlich für die Längung des Gutes verantwortlich gemacht wird, ist daher nicht zutreffend. Allerdings sind die Oberflächenschichten bei kaltgewalztem Material gegenüber dem Innern infolge der zusätzlichen Verschiebungen härter[2] und auch nach einigen Beobachtungen rekristallisationsfähiger, aber im allgemeinen nur um einen geringen Betrag. Ähnliches gilt für gezogenes Material. So wurde bei einem Messingrundstab von 45 mm Dmr. im Innern eine Kugeldruckhärte von 112 Härteeinheiten, 3,5 mm vom Rande entfernt eine Härte von 122 und auf dem abgeschmirgelten Umfang eine Härte von 127 Einheiten festgestellt. Bei einem Kupferstab von 30 mm Dmr. waren die äußersten Werte 82 und 86 Härteeinheiten, die Unterschiede also gering[3].

Über den Einfluß der Breite des Walzgutes liegen einige Versuche vor[4], nach denen die absolute Breitung bei Breiten, die größer als die Höhe sind, annähernd gleich bleibt. Versuche an Plastilinstäben von 25,5 mm Höhe, 100 mm Länge und 12 bis 57,5 mm Breite, die in vier Stichen auf annähernd 12 mm herabgewalzt werden, ergaben ebenfalls keine Abhängigkeit der absoluten Breitung von der Breite.

Theoretische Erwägungen, wie sie ähnlich schon von Tafel[5] mitgeteilt sind, lassen dies Ergebnis aber nur für

[1] Die Versuche sind mit einem kleinen Präzisionswalzwerk mit Walzen von 70 mm Dmr. und 110 mm Walzbreite ausgeführt worden.

[2] Hollenberg: Stahleisen Bd. 3, S. 121/22. 1883; N. Metz: Extr. Congrès Science Intern. Association Ing. Ecole Liège 1922; vgl. Stahleisen Bd. 43, S. 914/16. 1923; E. Rummel: Stahleisen Bd. 39, S. 237/43, 267/74, 285/94. 1919.

[3] O. Reynolds: Phil. Trans. Bd. 166. 1876; E. Blaß: Stahleisen Bd. 2, S. 189/91, 283/93. 1882; J. Puppe: Stahleisen Bd. 29, S. 161/70. 1909; A. Falk: Stahleisen Bd. 30, S. 1986/93. 1910.

[1] F. Kick: Mech. Technologie, 2. Aufl., Leipzig 1908; A. Rodziewicz-Bielewicz: J. Russ. Metallurg. Ges. 1912; vgl. Stahleisen Bd. 33, S. 1687/98. 1913.

[2] T. K. Rose: J. Inst. Met. Bd. 10, S. 150/74. 1913.

[3] W. Müller: Forschungsarb. V. d. I. H. 211. 1918 fand die Festigkeitseigenschaften von Kupferdraht durch Abdrehen nicht beeinflußbar.

[4] E. M. Scheld: Stahleisen Bd. 30, S. 415/19, 766/67, 1419/23. 1910; N. Metz: Rev. Mét. Bd. 22, S. 66/87. 1925; vgl. Stahleisen Bd. 46, S. 476/78. 1926. Vgl. hierzu ferner in diesem Heft den Aufsatz von W. Tafel, S. 177.

[5] W. Tafel: Stahleisen Bd. 30, S. 1419/23. 1910; W. Tafel und H. Sedlaczek: Stahleisen Bd. 45, S. 190/93. 1925.

Digitized by Google

einen beschränkten Bereich als möglich zu. Zwar sind auch in der Breite ähnlich wie in der Länge die Außenteile freier beweglich als die Innenteile, die durch das benachbarte Material und die Reibung an den Walzen fest eingeschlossen sind. Infolge des Materialzusammenhanges müssen sich aber die inneren und äußeren Teile wie oben beschrieben auf eine mittlere Länge einigen. Je breiter die Probe, desto größer der Anteil des Inneren, und desto mehr muß die Breitung unterdrückt sein. Es ist nach diesen Überlegungen also zu erwarten, daß auch die absolute Breitung (nach Überschreiten eines Höchstwertes bei geringer Breite) um so kleiner ausfällt, je breiter die Probe ist[1].

Versuche an Bleikörpern von 5 mm Höhe, 50 mm Länge und 5 bis 80 mm Breite bestätigten, wie Abb. 3

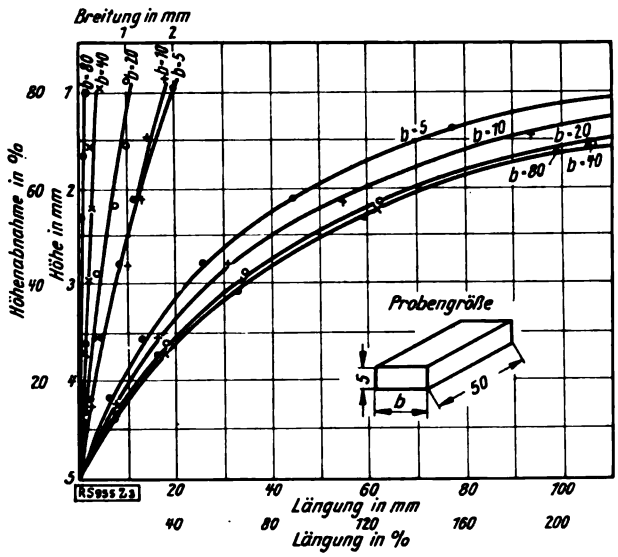


Abb. 3. Breitung und Längung verschieden breiter Bleiproben beim Walzen in Abhängigkeit von der Höhenabnahme.

zeigt, die theoretische Überlegung durchaus. Die Länge und Breite wurden hierbei lediglich in der Mitte der Probe oben und unten ausgemessen, also nur die Breitung und Längung der mittelsten Quer- bzw. Längsfasern an der Oberfläche bestimmt. Die Proben wiesen nach den Versuchen eine schwache Ausbauchung an den Enden und Seitenflächen auf. Abb. 3 zeigt (abgesehen von der schnellen Abnahme der Breitung bei Überschreitung einer Probenbreite von 10 mm bis auf kaum meßbare Werte bei den breitesten Proben) noch, daß die Längung der mittelsten Faser auch bei 20 mm Breite merklich geringer ist als bei 40 und 80 mm, daß also auch diese Faser dann noch Material in die Breite abgibt. Von einer Randzone, die allein die Breitung aufbringt, kann also streng genommen nicht gesprochen werden.

Zu bemerken ist hierzu aber, daß das Ergebnis nur bei genügend langen Proben klar herauskommt. In einiger Entfernung von den Enden ist auch bei den breitesten Proben noch eine deutliche Breitung nachweisbar. Dies ist darauf zurückzuführen, daß an den Enden die einzelnen Materialteilchen ihrem eigenen Bewegungsbestreben viel leichter nachkommen können als in großer Entfernung von den Enden.

[1] die Zahlenangaben bei Metz (a. a. O.).

Durch die ungleichmäßigen Materialverschiebungen an den verschiedenen Stellen erklärt sich auch die eigenartige geschwungene Gestalt von Walzblechen.

Die Ausbildung der Seitenflächen und Enden eines Walzbleches ist hauptsächlich von der Stichgröße abhängig. Bei großen Stichen ist, wie Abb. 4 für die Köpfe von Aluminiumstreifen zeigt, die Gestalt der Seiten und Enden ausgebaucht, bei kleinen Stichen nach innen eingezogen[1], nach starker Walzung auch ganz eingefaltet. Ähnliches gilt für gezogenes Material[2].

Die Entstehung dieser Formen wird klar, wenn man sich wieder veranschaulicht, daß die Beanspruchung in jedem Augenblick des Walzvorganges ein Stauchen des Gutes an einer eng begrenzten Stelle ist. Bei einer solchen „Schneidenbeanspruchung", wie man sie wohl nennen kann, wandert das durch die Walzen verdrängte Material außer in die Länge noch nach den Seiten und schließlich auch vor und hinter der Walze nach oben und unten heraus[3]. An den Seitenflächen wölben sich dicht an jedem Eindruck Materialkissen heraus, deren Größe von der Eindruckgröße abhängt. Dementsprechend entstehen bei kleinen Eindrücken, also bei kleinen Stichen, auf jeder Seite je ein herausspringendes Kissen oben und unten dicht an der Oberfläche, die sich von Stich zu Stich weiter herauswölben, während bei großen Stichen die beiden Kissen ineinander übergehen und eine ähnliche Ausbauchung wie beim gewöhnlichen Druckversuch bilden. Ähnliches gilt für die Enden, wobei noch zu berücksichtigen ist, daß beim Kopf, wie Abb. 1 zeigt, die Oberflächenschicht zurückgezogen, beim hinteren Ende entsprechend nach rückwärts verschoben ist.

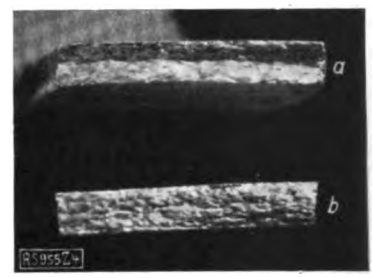


Abb. 4. Enden gewalzter Aluminiumstreifen. 1/3 nat. Größe. a In kleinen Stichen gewalzt. b In großen Stichen gewalzt.

Die Verformungen beim Blechwalzen sind auch zu einem gewissen Betrage von dem verarbeiteten Stoff abhängig.

Einige Versuche an Proben verschiedener Stoffe lassen entsprechend Abb. 5 erkennen, daß die Abwanderung des heruntergewalzten Materials in die Länge

[1] P. Ludwik: Z. öst. Ing.-V. Bd. 67, S. 597/602. 1915.

[2] W. R. Webster: Proc. Am. Soc. Test. Mat. Bd. 17, S. 156/61. 1917, II.

[3] G. Sachs: Naturwissensch. Bd. 14, S. 1219/23. 1926; Z. techn. Phys. Bd. 7, S. 132/41. 1927. — Das Herauswandern nach oben und unten bedingt, daß das Walzgut stets dicker sein muß, als der Abstand zwischen den Walzen beträgt, auch unter Berücksichtigung der elastischen Deformationen von Walzwerk und Material. Hieraus folgt ferner, daß bei sehr kleinen Eindrücken im Verhältnis zu der Größe des Walzgutes und schmalen Blechen das Innere nur elastisch beansprucht sein kann und eine Höhenabnahme nur unter Breitung ohne nennenswerte Längung erfolgen kann, also auch ohne Voreilung, die ja nur durch die gegenüber den Walzen durch Längung erhöhte Geschwindigkeit des Gutes erklärt werden kann.

Digitized by Google

und in die Breite je nach dem Stoff in sehr unterschiedlicher Weise erfolgt. Und zwar breiten nach Abb. 5 weichere Stoffe verhältnismäßig stärker als harte. Doch hat diese Beziehung keine allgemeine Gültigkeit, da nach Versuchen von Bradshaw[1] an Eisen und nach Versuchen von Oberhoffer[2] an Kupfer die Breitung und Längung in verschiedenartiger Weise von der Temperatur

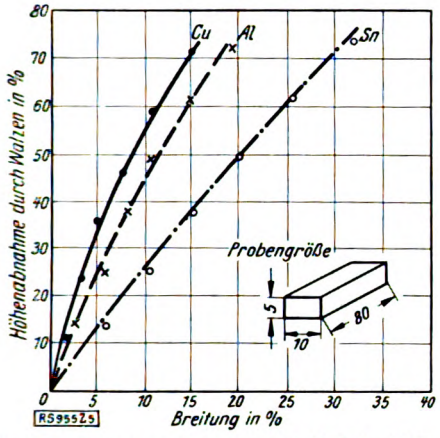


Abb. 5. Breitung verschiedener Stoffe beim Walzen in Abhängigkeit von der Höhenverminderung.

abhängig ist. Versuche an Plastilin ergaben sogar einen starken Einfluß der Walzgeschwindigkeit, dahingehend, daß bei schnellem Walzen (und auch bei großen Stichen) die Streifen breiter ausfielen als bei langsamem Walzen (und kleinen Stichen).

Wodurch die Stoffabhängigkeit der Materialverschiebungen beim Walzen bestimmt ist, ist vorläufig nicht geklärt. Es ist anzunehmen, daß hierfür das Gefüge des Stoffes und die Reibungsverhältnisse zwischen Walzen und Walzgut von Bedeutung sind. Übrigens treten die beobachteten Unterschiede im Verhalten verschiedener Stoffe nicht nur beim Walzen, sondern auch schon bei Druckversuchen unter ruhenden Walzen hervor.

Walzen und Schmieden von Profilen.

Die Gestaltausbildung und der Verformungszustand eines Profiles sind durch die Form der Walzen gegeben. Eine systematische Kalibrierung erfordert daher eine genaue Kenntnis der Materialverschiebungen unter den in Frage kommenden Verhältnissen. Die Kunst des Kalibrierens beruht auf einer intuitiven Kenntnis gewisser dahingehender Regeln, die sich bisher jedoch der exakten Fassung entziehen. Im folgenden sei der Versuch unternommen, durch planmäßige Versuche und Untersuchung technischer Profile und Zwischenprofile[3] einen tieferen Einblick in den Materialfluß bei der Herstellung von Profilen zu gewinnen.

Über den Einfluß der Länge gilt auch für Profile das gleiche wie beim Blechwalzen. Die Walzen greifen nur auf einer geringen Länge ein, und die einzelnen Querschnittsteile müssen sich daher, wie schon Tafel nachgewiesen hat, auf eine mittlere Längung einigen[1]. Obwohl die Querschnitte der Abb. 6a bis c verschiedenen Teilen des ursprünglichen Gußblockes entnommen sind, bleibt, wie schon von Gredt[2] festgestellt, der Anteil der Seigerung am Querschnitt (mit Ausnahme eines herausfallenden Zwischenprofils) bis auf $\pm 10\%$ konstant. Da die Begrenzung der Seigerung willkürlich und wechselnd ist, heißt dies, daß alle Querschnittsteile beim Walzen gleich große Querschnittsverminderungen erfahren, was auch schon aus der Erhaltung des Volumens und aus ihrer gleichen Längung folgt. Eine unterschiedliche Materialabwanderung verschiedener Zonen des Querschnittes in die Länge kommt also ebenso wie beim Blechwalzen (vorausgesetzt, daß die Querschnitte genügend weit von den Enden entfernt sind) nicht in Frage.

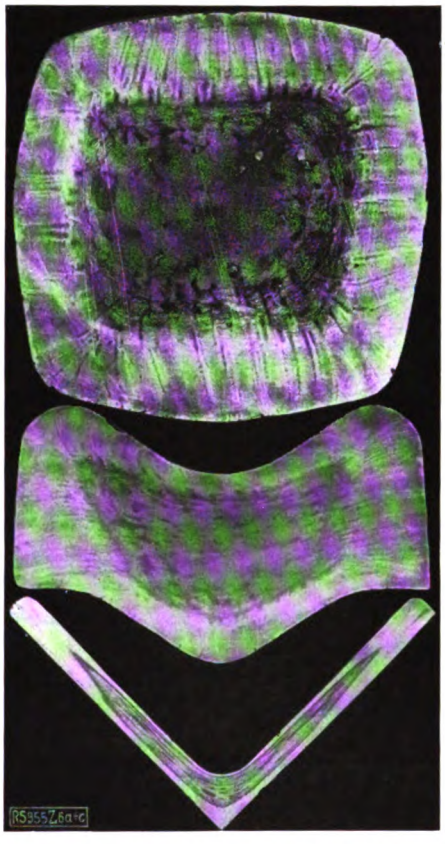


Abb. 6a.

Abb. 6b.

Abb. 6c.

Abb. 6a bis c. Herstellungsgang eines Winkeleisens. $^6/_{10}$ nat. Größe.

Die verschiedenen Querschnittsteile werden aber im Kaliber häufig sehr unterschiedlich zusammengestaucht. Da ein Ausgleich in die Länge nicht stattfinden kann, muß ein Ausgleich in die Breite erfolgen. Teile des Querschnittes, die beim Gang durch ein Kaliber stark an Höhe verlieren, gehen also entsprechend in die Breite.

Beim Winkeleisen der Abb. 6 gibt die Lage der Seigerungszone, die eine natürliche Zeichnung darstellt[3],

[1] G. D. Bradshaw: Iron Age 1910, S. 210; vgl. Stahleisen Bd. 30, S. 632/33. 1910; E. M. Scheld: a. a. O.
[2] P. Oberhoffer: Metall Erz Bd. 15, S. 47/56. 1918.
[3] Das Material hierzu ist freundlicherweise von der Ilseder Hütte A.-G. zur Verfügung gestellt worden.

[1] W. Tafel: Stahleisen Bd. 29, S. 649/63. 1909.
[2] G. Gredt: Stahleisen Bd. 43, S. 1443/49. 1923.
[3] Vgl. auch die Versuche mit eingezogenen Bändern von R. Loebe: Stahleisen Bd. 31, S. 792/94. 1911; A. v. Dormus: Stahleisen Bd. 31, S. 1187. 1911.

Digitized by Google

sowie die Gestalt der ursprünglich rundlichen Seigerungsflecken einen Anhalt über die Verformung der einzelnen Querschnittsteile. Es fällt besonders auf, daß an der einspringenden Seite des Winkelscheitels die reine Randschicht fast verdrängt ist und die Seigerungsflecken stark gelängt sind, also an dieser Stelle sehr starke Verformungen stattgefunden haben.

Die Stauchung des ursprünglichen Gußblocks zum Winkeleisen ist äußerlich betrachtet an allen Stellen nahe-

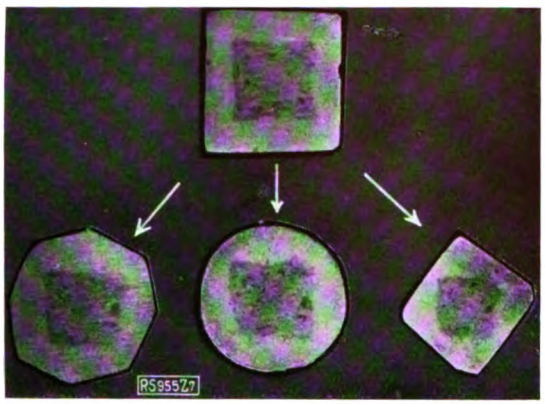


Abb. 7. Umschmieden eines Vierkantstabes aus Flußeisen, verschiedene Profile. 1,3mal vergr.

zu gleich; aus der Größe und Verteilung des „Druckes" kann also nichts bezüglich der ungleichmäßigen Materialverschiebungen entnommen werden.

Schmiedeversuche von Hand an geseigerten Flußeisenstäben ergaben nun ähnliche Materialverschiebungen, wie sie von der Praxis des Walzens, Schmiedens, Ziehens und Pressens her bekannt sind.

Wird z. B. aus einem Quadrateisen ein Sechskanteisen, Rundeisen oder über Kant stehendes Quadrat-

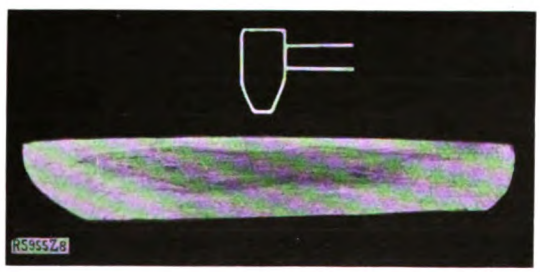


Abb. 8. Flacheisen, mit der Finne aus einem Vierkantstab geschmiedet. 2mal vergr.

eisen geschmiedet, so läßt Abb. 7 erkennen, daß sich hauptsächlich die Randschichten verschoben haben, während der Kern sich in verhältnismäßig geringem Maße an der Querschnittsänderung beteiligt[1]. Die Betrachtung des Kraftangriffs lehrt, daß die Kraft hier an vorspringenden Ecken des Querschnitts örtlich konzentriert angreift und infolgedessen hauptsächlich das Material in unmittelbarer Nähe der Kraftangriffstelle verdrängt. Ganz entsprechend gehen auch nach Abb. 8 die Materialverschiebungen bei einem keilförmigen Kraftangriff vor sich, wie er durch die Finne eines Hammers ausgeübt werden kann. Auch hier werden hauptsächlich die Materialteilchen in unmittelbarer Nähe der Kraftangriffstelle verdrängt, wodurch die Seigerung an dieser Stelle an die Oberfläche herantritt.

Manche eigenartigen Erscheinungen, wie z. B. die sternförmige Seigerungszone[1] in Abb. 9, lassen sich durch eine mehrfach wiederholte Querschnittumformung willkürlich hervorrufen. Diese Versuche veranschaulichen also, in welcher Weise ein geschickter Schmied sein Material beherrscht.

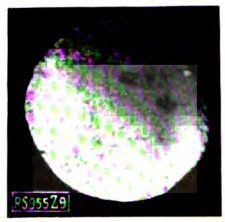


Abb. 9. Sternförmige Seigerungszone bei einem Rundstab, der durch mehrfaches Umschmieden aus einem Vierkantstab (vgl. Abb. 7) hergestellt ist. 2,3mal vergr.

Im Gefüge eines auf kaltem Wege hergestellten Profiles äußern sich die ungleichmäßigen Verformungen entsprechend Abb. 10 und 11 darin, daß die Kristallkörner eines Querschnitts nach der Verformung nur im Innern ihren rundlichen

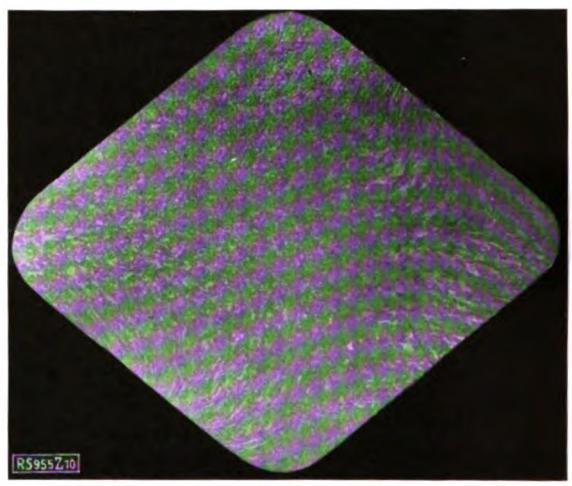


Abb. 10. Gefüge eines gewalzten Aluminiumprofils. 1,8mal vergr.

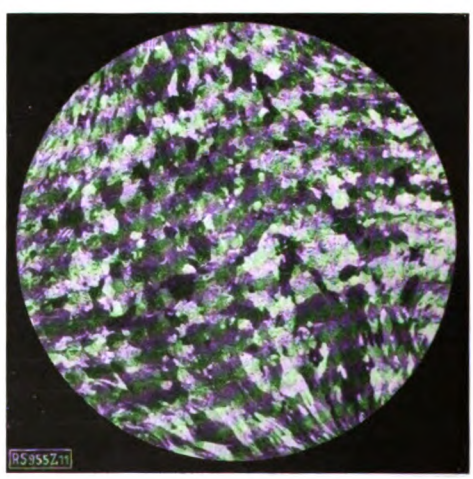


Abb. 11. Gefüge eines Rundstabes aus Aluminium, der aus einem Vierkantstab geschmiedet ist. 1,6mal vergr.

Querschnitt behalten haben. An den Randteilen hingegen, besonders dort, wo die Kräfte am stärksten eingegriffen haben, sind die Körner auch innerhalb der

[1] P. Oberhoffer: Das technische Eisen, 2. Aufl., Berlin 1925; H. Preußler: Stahleisen Bd. 40, S. 641/49. 1920.

[1] Vgl. Ast: Mitt. Int. Verb. Mat.-Prüf. 1906, Ber. zu Aufgabe 2, S. 18.

Digitized by Google

Querschnittebene stark gelängt. Im Längsschnitt müssen, wie schon erwähnt, die Kristalle aller Querschnitteile gleichmäßig gelängt sein.

Abb. 10 zeigt ein gewalztes Aluminiumprofil, Abb. 11 zum Vergleich einen Aluminiumrundstab, der von Hand

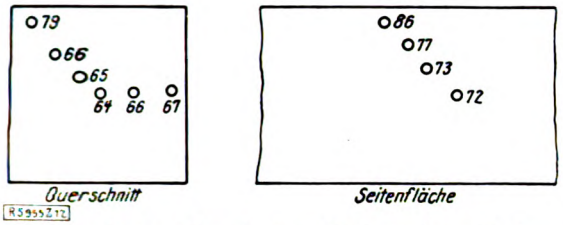


Abb. 12. Härteverteilung in einem Vierkantstab aus Kupfer.

aus einem vierkantigen Gußstück umgeschmiedet ist. Die ähnliche Veränderung des Gefüges in beiden Fällen weist darauf hin, daß die Materialverschiebungen hauptsächlich von der Änderung der Gestalt, dagegen weniger von der Art des Verformungsvorganges (Walzen oder Schmieden) abhängig sind.

Der verschieden großen Stauchung der einzelnen Kristalle entspricht auch eine verschiedene Härte. So

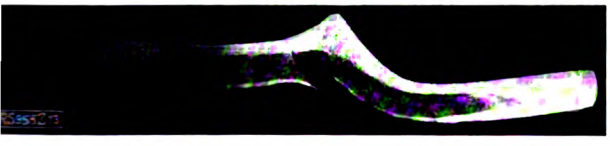


Abb. 13. Aufgebogenes Winkeleisen mit einem Einriß, der die Seigerungszone durchzieht. 1/2 nat. Größe.

ist ein gezogener Vierkantstab aus Kupfer nach Abb. 12 außen in der Nähe der Kante eine Brinellhärte von 86 Einheiten auf, die um 35% größer ist als die Härte von 64 Einheiten in der Mitte. Es treten also bei Proben, die auf kaltem Wege hergestellt sind, meist wesentlich größere Härteunterschiede als bei Blechen und gegossenen Rundstangen auf[1].

Ungleichmäßige Materialverschiebungen sind deshalb sehr ungünstig. Verwickeltere Profile, wie Träger und Schienen, weisen viel häufiger Schäden auf als besitzen, besonders in der verhältnismäßig spröden Seigerungszone, schlechtere Festigkeitseigenschaften als Bleche[1]. Auch das mit der Ungleichmäßigkeit verbundene Heraustreten der Seigerung an die Oberfläche (vgl. Abb. 6 und 8) erhöht die Bruchgefahr[2], da die Sprödigkeit der Seigerungszone dann anscheinend viel stärker in Erscheinung tritt, als wenn sie ganz von formänderungsfähigem Stoff eingeschlossen ist. So scheint auch der Riß beim nachträglich aufgebogenen Winkeleisen in Abb. 13, der sich durch die Seigerungszone hindurchzieht und schon vor dem Aufbiegen vorhanden war, mit der starken Verdrängung der reinen Außenschicht im Winkel-

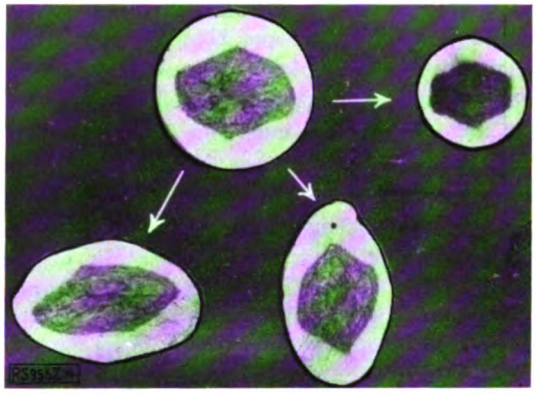


Abb. 14. Umschmieden eines Rundstabes aus Flußeisen in einen dünneren Rundstab und in Stäbe mit elliptischem Querschnitt. 1,4mal vergr.

scheitel zusammenzuhängen. Ungleichmäßige Materialverschiebungen sind daher möglichst zu vermeiden.

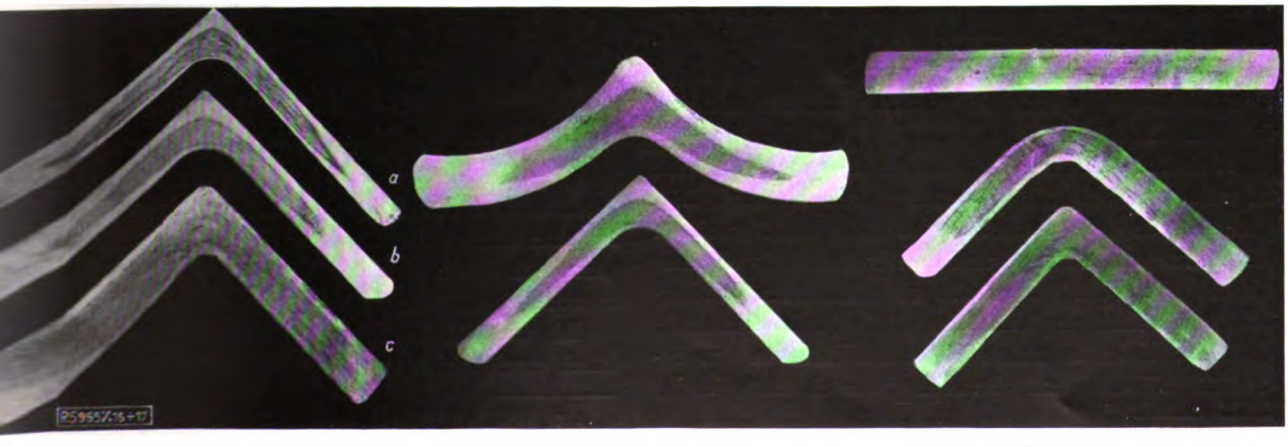
Den Weg, einen Profilgang gleichmäßig zu gestalten, entnehmen wir weiteren Schmiedeversuchen. Bei gewissen einfachen Umformungsvorgängen werden alle Querschnittsteile im wesentlichen gleichartig verändert. Dies gilt außer für das Blechwalzen auch für das Umschmieden eines Quadrateisens in ein dünneres Quadrateisen oder in ein Flacheisen, sowie auch nach Abb. 14 für das Umschmieden eines Rundeisens in ein dünneres Rundeisen oder in einen Stab elliptischen Querschnitts.

In Abb. 15 sind nun drei auf verschiedene Weise hergestellte Winkeleisen in vergleichbarer Größe zu-

[1] Durch Glühen werden diese Härteunterschiede beseitigt, treten daher auch bei warmverarbeitetem Material nicht auf.

[1] G. Fiek und G. Sachs: Bauing. Bd. 8, S. 75/78. 1927.

[2] E. Heyn und O. Bauer: Stahleisen Bd. 32, S. 402/03. 1912; P. Döhmer: Die Brinellsche Kugeldruckprobe. Berlin 1925.



Winkeleisen, auf verschiedene Weise hergestellt.

Abb. 16. Letzte Profile des Herstellungsganges eines Winkeleisens. 1/2 nat. Größe.

Abb. 17. Winkelig gebogenes Flacheisen, 1/2 nat. Größe.

Digitized by Google

sammengestellt. Die Betrachtung des Kaliberganges (Abb. 6) des obersten Winkeleisens *a* in Abb. 15 lehrt, daß hier die Bedingungen für eine Verteilung der angreifenden Kräfte sehr ungünstig sind. Die durch die Stiche hervorgerufene Einkerbung an der Stelle des endgültigen Winkelscheitels trifft einen Querschnitt, der gegen Biegung sehr viel größeren Widerstand bietet als gegen eine Verschiebung der Randteile an der Stelle des stärksten Kraftangriffes innen im Winkelscheitel. Etwas günstiger dürfte ein Kalibergang sein, dessen letzte Stiche Abb. 16 zeigt. Hierbei wird zunächst der Querschnitt ziemlich flach herabgewalzt und daher das Profil verhältnismäßig milder in die endgültige Form gebogen. In der Tat sind dann, wie aus Abb. 15b hervorgeht, die Materialverschiebungen gleichmäßiger als beim obersten Winkeleisen, da bei annähernd gleichem Anteil an Seigerung die Randschicht innen im Scheitel verhältnismäßig breiter ist als beim darüberstehenden Winkeleisen *a*. Schließlich zeigt noch Abb. 15c zum Vergleich ein im Gesenk winkelig gebogenes Eisen, dessen Herstellungsgang Abb. 17 veranschaulicht. Bei diesem ist im Gegensatz zu beiden gewalzten Winkeleisenprofilen das Material innen im Scheitel eher angestaut, die Materialverschiebungen also ziemlich gleichmäßig.

Der Weg zu einer gleichmäßigen Verformung des ganzen Querschnittes führt also bei der Herstellung eines Winkeleisens dahin, dem Kalibergang dem Blechwalzen und dem Biegevorgang anzunähern. Allgemein gilt es, einen scharfen örtlichen Kraftangriff zu vermeiden und die Kräfte während aller Zwischenumformungen möglichst gleichmäßig auf einen größeren Teil des Umfangs zu verteilen.

Brucherscheinungen.

Zum Schluß sei noch kurz auf einige beim Walzen auftretende typische Brucherscheinungen eingegangen. Die Größe einer Umformung, die ein Stoff ohne Bruch verträgt, ist eine Eigenschaft des betreffenden Stoffes. Stoffe wie Blei lassen sich bei gewöhnlicher Temperatur fast unbegrenzt verarbeiten, und Ähnliches gilt für sehr viele Stoffe bei höheren Temperaturen. Kaltverformungen vertragen die meisten Werkstoffe jedoch nur in begrenztem Maße. Als Maß für die Kaltverformung eines Querschnittsteils kann die Stauchung oder besser noch die Härte des betreffenden Stoffbereichs angesehen werden, die, wie gezeigt, in gewissen Querschnittsteilen Höchstwerte hat. Dementsprechend findet man bei gewalzten Blechen, wie z. B. nach Abb. 18 an einem Zinkblech, häufig Risse an der verhältnismäßig stark verformten Oberfläche[1].

Viele Erscheinungen lassen sich aber nicht auf eine zu weit getriebene Kaltverformung zurückführen. Dies gilt z. B. von den Kantenrissen, wie sie Abb. 19 an einem Aluminiumstreifen zeigt, und für Einrisse an den Enden, die den Abfall des Materials in unerwünschtem Maße erhöhen. Ihr häufiges gleichartiges Auftreten beweist auch, daß hier nicht besondere Eigentümlichkeiten des betreffenden Stoffes maßgebend sind; obwohl natürlich ihr verstärktes Auftreten ein Kennzeichen für eine Verschlechterung des Materials ist.

Weitere typische Brucherscheinungen gröbsten Ausmaßes sind Querrisse, wie sie Abb. 20 wiedergibt, und

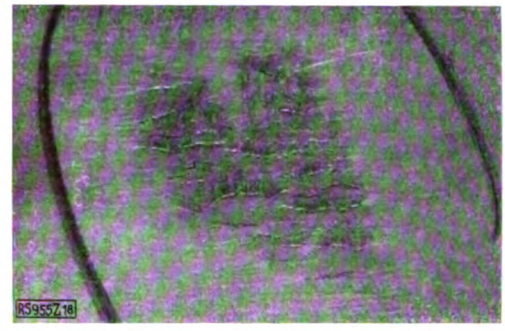


Abb. 18. Oberflächenrisse auf einem Zinkblech. 1,5mal vergr.

Aufklaffungen, wie sie Abb. 21 an gewalzten Probeblöckchen aus Kupfer zeigt.

Die durch Abb. 19 bis 21 veranschaulichten Schäden sind Trennungserscheinungen; die Lösung des Materialzusammenhanges führt zu Lücken in verarbeiteten Stücken. Solche Trennungserscheinungen weisen aber auf das Auftreten von Zugspannungen[1] hin, die man in diesem Zusammenhang wohl als „schädlich" bezeichnen kann und die mit dem Walzvorgang scheinbar nicht notwendig verbunden sind, wenn man ihn auf den

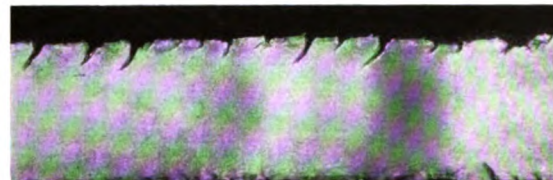


Abb. 19. Kantenrisse bei einem Aluminiumstreifen. $^2/_3$ nat. Größe.

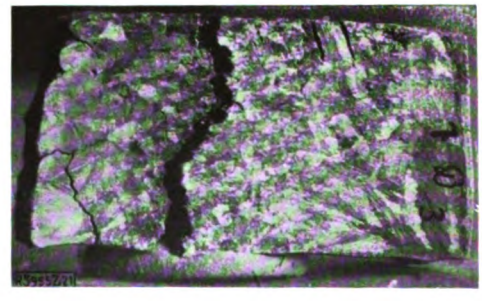


Abb. 20. Beim Walzen aufgerissene Kupferprobe. 1,5mal vergr.

gewöhnlichen Druckversuch zurückzuführen sucht. Es sei aber darauf hingewiesen, daß selbst beim Stauchversuch in den Randteilen Trennungserscheinungen auftreten.

Die tatsächliche Spannungsverteilung im gewalzten Blech entzieht sich vorläufig einer exakten Feststellung;

[1] Vgl. auch E. Seidl und E. Schiebold: Z. Metallkunde S. 221/26, 283/88, 320/28, 365/68. 1925.

[1] L. Weiß: Z. Metallkunde Bd. 15, S. 133. 1923; Bd. 17, S. 229/32. 1925; W. Tafel: Ann. Physik (4) Bd. 78, S. 465/97. 1925.

Digitized by Google

und die sichere Auffindung der gefährlichen Stelle ist daher nicht möglich. Immerhin hat die mathematische Behandlung des Walzproblems durch v. Kármán[1] die Möglichkeit von längsgerichteten Zugspannungen im Walzgut erwiesen; und der beschriebene Widerstreit zwischen dem Breitungsbestreben der Randschichten und dem Längungsbestreben der Innenteile bedingt, wie schon Tafel[2] ausgeführt hat, das Auftreten von Zugspannungen in den Rändern. Weiterhin können durch Druckversuche unter Walzen und durch Walzversuche an geteilten Körpern senkrecht gerichtete Zugspannungen und längsgerichtete Zugspannungen in den innersten Fasern des Gutes wahrscheinlich gemacht werden. So zeigt z. B. auch Abb. 2, daß an den eingezogenen Bolzen das benachbarte Material wohl oben und unten angedrückt bleibt, in der Mitte aber aufklafft. Auf eine Wiedergabe der weiteren Versuche sei vorläufig verzichtet, da ihre Bedeutung noch nicht übersehen werden kann.

Abb. 21. Beim Walzen aufgeklaffte Kupferprobe. Nat. Größe.

Jedenfalls dürfte man aus den angeführten Beobachtungen und Versuchen allgemein folgern, daß bei unterschiedlichem Längungsbestreben verschiedener Querschnittsteile die Teile mit geringerem Längungsbestreben Zerrungen ausgesetzt sind. Bei Profilen entstehen daher in den geringerem Druck unterworfenen Teilen unter Umständen Zerreißerscheinungen. Bei Schienen treten besonders Brüche im Schienenkopf auf[1] und bei I-Trägern besitzen die dem Steg benachbarten Teile des Flansches häufig sehr schlechte Festigkeitseigenschaften[2].

Also auch zur Vermeidung von Zerreißerscheinungen ist es notwendig, die Materialverschiebungen möglichst gleichmäßig zu gestalten. Bei Blechen können Kantenrisse vielleicht durch Anwendung geschlossener Kaliber unterdrückt werden, und Zugspannungen im Innern werden durch Erhöhung des Druckes, also durch Verwendung großer Walzen und großer Stiche ausgeschaltet[3].

Die Versuche der vorliegenden Arbeit sind größtenteils gemeinsam mit Frl. Ch. Zierold durchgeführt worden, der für ihre wertvolle Mitarbeit sehr gedankt sei. Ferner habe ich den Institutsangestellten Hrn. Böhme für die Durchführung der mechanischen Prüfungen und Hrn. Schulz für die Unterstützung bei den Walz- und Schmiedeversuchen zu danken. [RS 955]

[1] Th. v. Kármán: Z. ang. Math. Mech. Bd. 5, S. 139/42. 1925.

[2] W. Tafel: Ann. Physik (4) Bd. 78, S. 465/97. 1925.

[1] Ast: Mitt. Int. Verb. Mat.-Prüf. 1906, Ber. zu Aufgabe 2, S. 18.

[2] G. Fiek und G. Sachs: Bauing. Bd. 8, S. 75/78. 1927.

[3] Th. v. Kármán: Z. ang. Math. Mech. Bd. 5, S. 139/42. 1925.

Zur Theorie des Ziehvorganges.

Von G. Sachs[1].

Es ist in letzter Zeit mehrfach versucht worden, dem Ziehprozeß durch Energiebetrachtungen rechnerisch beizukommen[2]. Eine Näherungslösung kann jedoch durchsichtiger und vollständiger in Anlehnung an die Ausführungen von v. Kármán über den Walzvorgang[3] unter folgenden Annahmen entwickelt werden:

1. Die axial wirkende Zugspannung σ verteilt sich gleichmäßig über jeden Querschnitt $f = \frac{\pi D^2}{4}$ des gezogenen Drahtes.

2. Der Wanddruck p und die mittlere Zugspannung σ sind Hauptspannungen.

3. Im fließenden Bereich ist die Schubspannung konstant:

$$\sigma + p = k, \tag{1}$$

worin k die „Fließgrenze" des Materials ist und praktisch der Streckgrenze (oder Festigkeit) beim Zugversuch gleichgesetzt werden kann.

Es seien ferner:

D_1 und D_2 die Durchmesser des Ausgangs- und Endquerschnitts, x die axiale Koordinate (positiv in Richtung des wachsenden Querschnitts), α der Steigungswinkel des Ziehkonus und μ der Reibungskoeffizient.

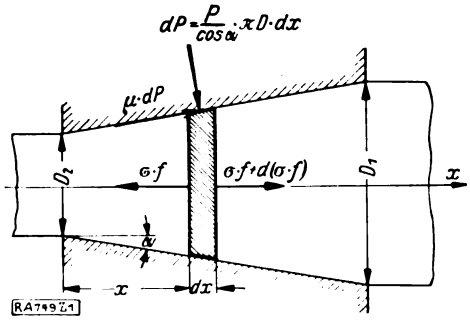


Abb. 1.

Es gilt dann nach Abb. 1 für den Gleichgewichtszustand eines Volumenelementes $f \cdot dx$:

$$\begin{aligned} d(\sigma \cdot f) + dP(\sin\alpha + \mu\cos\alpha) &= d\left(\frac{\sigma \pi D^2}{4}\right) \\ + p\,\pi D \frac{dx}{\cos\alpha}(\sin\alpha + \mu\cos\alpha) &= 0, \end{aligned} \tag{2}$$

und mit Gleichung (1) sowie:

$$x = \frac{1}{2}\frac{D - D_2}{\operatorname{tg}\alpha}, \quad dx = \frac{1}{2}\frac{dD}{\operatorname{tg}\alpha} \tag{3}$$

[1] Original: Z. ang. Math. Mech. Bd. 7, S. 235/36. 1927.

[2] R. Becker: Z. techn. Phys. Bd. 6, S. 298—305. 1925; E. Siebel: Z. techn. Phys. Bd. 7, S. 325—327. 1926.

[3] Th. v. Kármán: Z. ang. Math. Mech. Bd. 5, S. 139 bis 141. 1925.

Digitized by Google

nach Umformung:

$$d\sigma \cdot D^2 + \sigma 2D \cdot dD + 2(k-\sigma)\cdot D \cdot dD\left(1+\frac{\mu}{\operatorname{tg}\alpha}\right) = 0.$$

$$d\left(\frac{\sigma}{k}\right) - \frac{\sigma}{k}\cdot\frac{2\mu}{\operatorname{tg}\alpha}\frac{dD}{D} + 2\left(1+\frac{\mu}{\operatorname{tg}\alpha}\right)\cdot\frac{dD}{D} = 0. \quad (4)$$

Und mit:

$$2\frac{\mu}{\operatorname{tg}\alpha} = a, \quad 2\left(1+\frac{\mu}{\operatorname{tg}\alpha}\right) = b \quad (5)$$

schließlich:

$$\frac{d\left(\frac{\sigma}{k}\right)}{\frac{\sigma}{k}\cdot a - b} = \frac{dD}{D},$$

$$\ln\left(\frac{\sigma}{k}\cdot a - b\right) = a\cdot\ln D + \ln C,$$

$$\frac{\sigma}{k} = \frac{C}{a}\cdot D^a + \frac{b}{a}. \quad (6)$$

Die Integrationskonstante C ergibt sich daraus, daß der Querschnitt D_1 keine Spannungen σ aufnimmt:

$$O = \frac{C}{a}D_1^a + \frac{b}{a}, \quad C = -b\cdot\frac{1}{D_1^a}. \quad (7)$$

Womit endgültig [mit (5)]:

$$\left.\begin{aligned}\frac{\sigma}{k} &= -\frac{b}{a}\left[\left(\frac{D}{D_1}\right)^a - 1\right]\\ &= \left(1+\frac{\operatorname{tg}\alpha}{\mu}\right)\left[1-\left(\frac{D}{D_1}\right)^{2\cdot\frac{\mu}{\operatorname{tg}\alpha}}\right] = (1+\beta)\left(1-\xi^{\frac{1}{\beta}}\right),\end{aligned}\right\} \quad (8)$$

wenn:

$$\frac{\operatorname{tg}\alpha}{\mu} = \beta \quad \text{und} \quad \left(\frac{D}{D_1}\right)^2 = \xi$$

gesetzt wird:

In Gleichung (8) bedeutet σ zunächst die mittlere Zugspannung in irgendeinem Querschnitt f. Infolgedessen gilt aber auch Gleichung (8) unverändert für die zum Ziehen erforderliche Zugspannung $\sigma = \sigma_2$ im Endquerschnitt $f = f_2$.

Wir errechnen nunmehr für einige Wertepaare von β und ξ die Werte σ/k, die in Abhängigkeit von ξ in Abb. 2 aufgetragen sind.

In Abb. 2 sind ferner einige Mittelwerte der zum Ziehen erforderlichen Spannung in Prozent der Streckgrenze für zwei Eisensorten und verschiedene ξ-Werte nach Messungen von Eicken und Heidenhain[1] eingetragen, die sich befriedigend einer Kurve mit $\beta = 0{,}5$ anschmiegen. Da $\alpha = 6°$ war, $\operatorname{tg}\alpha = 0{,}105$, ergibt sich hieraus der Reibungskoeffizient μ für die untersuchten Eisensorten zu

$$\sim\frac{0{,}105}{0{,}5} \sim 0{,}21.$$

Die praktische Gültigkeit der Gleichung (8) wird davon abhängen, wieweit die gemachten Annahmen zutreffen.

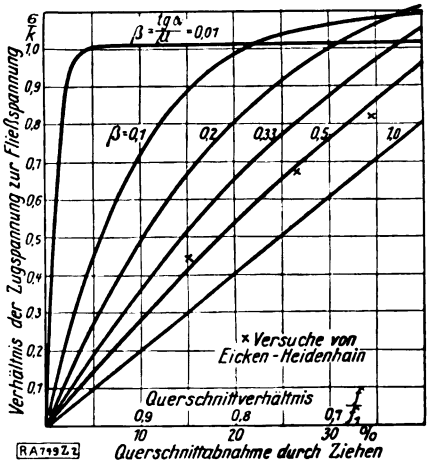


Abb. 2.

Eine annähernd gleichmäßige Verformung des ganzen Querschnitts liegt erfahrungsgemäß nur bei starken Querschnittsverminderungen vor. Die Richtung des Wanddruckes weicht um so weniger von der radialen Richtung ab, je geringer die Reibung und der Ziehwinkel sind. Eine Übereinstimmung zwischen Rechnung und Versuch ist also nur für kleine ξ- und α-Werte zu erwarten. Eine experimentelle Prüfung der Beziehungen ist in Angriff genommen.

Für $\xi = 1 - \frac{D_1^2 - D^2}{D_1^2} = 1 - q$ geht die Gleichung (8) unter Vernachlässigung der Glieder höherer Ordnung von $q = \frac{f_1 - f}{f_1}$ in die Näherungsgleichung von Siebel über:

$$\frac{\sigma}{k} = \left(\frac{\mu}{\operatorname{tg}\alpha} + 1\right)(1-\xi) = \left(\frac{\mu}{\operatorname{tg}\alpha} + 1\right)\cdot\frac{f_1 - f}{f_1}. \quad (9)$$

Der Gültigkeitsbereich dieser Näherungsformeln (9) beschränkt sich jedoch, wie ein Vergleich mit der genaueren Formel (8) zeigt, auf kleine Querschnittsabnahmen q oder große Winkel α.

Für reibungsfreies Ziehen ($\mu = 0$) folgt aus (4) die entsprechende Gleichung von Siebel:

$$\frac{\sigma}{k} = -\ln\left(\frac{D}{D_1}\right)^2 = \ln\frac{f_1}{f}. \quad (10)$$

[1] H. Eicken und W. Heidenhain: Stahleisen Bd. 44, S. 1687—1694. 1924.

Der Nachweis innerer Spannungen in Stangen und Rohren.

Von **G. Sachs**[1].

Jede ungleichmäßige Verformung hat das Zurückbleiben innerer Spannungen zwischen den verschieden verformten Gebieten eines Werkstückes zur Folge. Durch Entfernen von Teilen des Körpers werden diese Spannungen ausgelöst, und es entstehen elastische Formänderungen, aus denen die Spannungen berechnet werden können.

Von diesem Gedanken ausgehend konnten E. Heyn und O. Bauer[1] in gezogenen Messing- und Stahlstangen durch schichtweises Abdrehen und Messen der Längenänderungen hohe innere Spannungen nachweisen. Be-

[1] Original: Z. Metallkunde Bd. 19, S. 352. 1927.

[1] E. Heyn und O. Bauer: Int. Z. Metallogr. Bd. 1, S. 16/50. 1910; Stahleisen Bd. 31, S. 760/65. 1911; E. Heyn: Stahleisen Bd. 32, S. 2097/98. 1912; Mitt. Materialpr.-Amt Bd. 35, S. 1/25. 1917; Stahleisen Bd. 37, S. 442/48, 474/79 u. 497/500. 1917; Naturwissensch. Bd. 9, S. 321/25. 1921.

Digitized by Google

sonders an der Außenhaut der Stangen bleiben nach dem Ziehen Zugspannungen von der Größenordnung der Stoffestigkeit zurück, die häufig zu dem in der Praxis gefürchteten Aufreißen der Stangen nach Lagern, Verletzungen oder chemischem Angriff führen.

Heyn und Bauer haben nur den Fall verfolgt, daß in gezogenen Stangen Zug- und Druckspannungen in Richtung der Stangenachse auftreten. Im allgemeinsten Fall muß jedoch vorausgesetzt werden, daß auch radiale und tangentiale Spannungen vorhanden sind[1]. Daß Spannungen in tangentialer Richtung (Ringspannungen) von gleicher Größenordnung auftreten wie in der Längsrichtung, geht schon aus dem häufigen Aufreißen von Messingstangen in der Längsrichtung hervor. Dies wird besonders nach Behandlung mit Quecksilbersalzen beobachtet. Die Brüche im Betriebe verlaufen ebenfalls in den meisten Fällen parallel zur Achse, so daß die Ringspannungen offenbar gefährlicher sind[2]. Aber auch die Größe der Längsspannungen wird zu niedrig berechnet, wenn die Querspannungen vernachlässigt werden.

Auf dem von Heyn und Bauer eingeschlagenen Wege läßt sich jedoch auch der gesamte Spannungszustand in der Stange leicht ermitteln. Es müssen hierzu zwei voneinander unabhängige Formänderungen verfolgt werden, etwa die Veränderungen der Länge und Dicke bei schichtweisem Ausdrehen des Zylinders. Die erforderlichen Gleichungen sind im folgenden entwickelt, und zwar — abweichend von Heyn und Bauer — nicht für die Entfernung endlicher Schichten, sondern für stetige Abtragung. Dies hat den Vorteil, daß die Meßfehler sich beseitigen lassen, indem die einzelnen Meßpunkte durch eine Ausgleichskurve ersetzt werden. Dieser Vorgang erscheint hier nicht nur zulässig, sondern sogar geboten, um den Einfluß der Meßfehler auszuschalten. Da in die Gleichungen für die Spannungen Differenzen bzw. Differentialquotienten eingehen, können andernfalls bei nicht sehr hoher Meßgenauigkeit die errechneten Werte unnötig unregelmäßig ausfallen und das Ergebnis verwischen[3].

Ableitung der Spannungsgleichungen.

Die Spannungen, die an einer beliebigen Stelle eines Zylinders oder Hohlzylinders herrschen, lassen sich am einfachsten durch schrittweises Ausdrehen von inneren Schichten und Messung der dazugehörigen Längenänderungen und Dickenänderungen bestimmen.

Durch das Herausdrehen einer Schicht von der Dicke $d\varrho$ an der Stelle ϱ oder ϱ' (Abb. 1) mögen am Zylinder vom Außendurchmesser $2b$ und der Länge l entstehen:

die Längenänderung $d\lambda \cdot l$

und die Dickenänderung $d\vartheta \cdot 2b$,

wobei die Vergrößerung (Dehnung) als positiv eingeführt wird.

$d\vartheta$ ist gleichzeitig die spezifische Längung der äußersten Ringfaser des Zylinders.

Die Spannungen an einer bestimmten Stelle ϱ werden durch schichtweises Ausdrehen der inneren Schichten

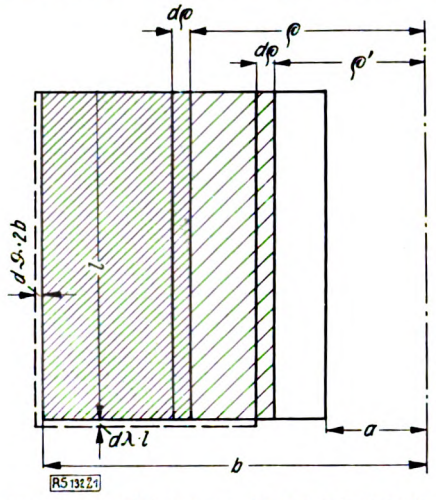


Abb. 1. Versuchsdurchführung zum Nachweis innerer Spannungen in einem Messingrohr.

allmählich verändert. Nachdem die Schichten bis dicht an die Stelle ϱ heran ausgedreht sind, verbleiben in der Schicht ϱ selber noch Spannungen, die erst beim Ausdrehen dieser Schicht plötzlich verschwinden.

Die Spannungen an der Stelle ϱ:

die Längsspannung s,
die Radialspannung r
und die Ringspannung t

können also aus den Formänderungen in zwei Anteilen berechnet werden:

$$\left.\begin{aligned} s &= s' + s'', \\ r &= r' + r'', \\ t &= t' + t''. \end{aligned}\right\} \qquad (1)$$

Die Spannungen s', r' und t' werden durch Ablösen der Schichten $d\varrho$, solange $\varrho' < \varrho$ ist, kontinuierlich beseitigt. Es bleibt dann noch ein Rest s'', r'' und t'', der erst beim Ausdrehen der letzten Schicht $d\varrho$ im Abstande ϱ plötzlich verschwindet.

Berechnung von s'', r'' und t''.

Eine Schicht von der Dicke $d\varrho$ im Abstande ϱ, die abgedreht wird, besitze die Spannungen s'' und t''. Die Radialspannung r'' ist dann nicht mehr unabhängig. Eine Radialspannung an der freien Innenseite tritt überhaupt nicht auf. An der Außenseite der Schicht $d\varrho$ wirkt nur eine Radialspannung dr'' nach der Gleichgewichtsbedingung für einen dünnwandigen Zylinder[1a] von gleicher Größenordnung wie $d\varrho$:

$$dr'' = t'' \frac{d\varrho}{\varrho}. \qquad (2)$$

Die Entfernung dieser Spannungen ruft die Formänderungen $d\lambda$ und $d\vartheta$ an der Außenhaut hervor. Diese

[1] Vgl. E. Heyn: Mitt. Materialpr.-Amt Bd. 35, S. 1/25. 1917; R. I. Anderson und E. G. Fahlmann: Technol. Pap. Bureau Stand. Bd. 18, S. 229/41. 1924; J. Inst. Met. Bd. 32, S. 367/83. 1924, II; Bericht Z. Metallkunde Bd. 16, S. 379. 1924.

[2] Diese Angaben verdanke ich Herrn Oberingenieur W. Wunder, Kabelwerk der AEG., der mich auch bei der Auswahl des Materials in wertvoller Weise unterstützt hat.

[3] Vgl. z. B. G. Masing: Z. Metallkunde Bd. 17, S. 183/86. 1925.

[1] A. und L. Föppl: Drang und Zwang, Bd. I. Berlin und München 1920.

[1a] S. 302: In einem Rohr vom Innenhalbmesser a und Außenhalbmesser b entstehen unter einem Innendruck p_a

Digitized by Google

entsprechen nach den Lehren der Elastizitätstheorie den Spannungen[1b]:

$$ds_b = \frac{E}{1-\mu^2}(d\lambda + \mu\, d\vartheta), \tag{3}$$

$$dt_b = \frac{E}{1-\mu^2}(d\vartheta + \mu\, d\lambda), \tag{4}$$

worin E der Elastizitätsmodul und μ die Querkontraktionszahl ist. Diese Spannungen müssen gleichzeitig der Längsspannung s'' und der Radialspannung dr'' zugehören.

s'' ergibt sich aus der Bedingung, daß die Entfernung des Querschnitts $df = 2\pi\varrho\, d\varrho$ mit der Spannung s'' die Spannung ds_b im Querschnitt $f_b - f = \pi b^2 - \pi\varrho^2$ beseitigt[1c]:

$$s'' = \frac{ds_b}{df}(f_b - f).$$

Und mit (3):

$$s'' = \frac{E}{1-\mu^2}(f_b - f)\frac{d(\lambda + \mu\vartheta)}{df}. \tag{5}$$

Der Ausdruck rechts muß ein positives Vorzeichen haben, da, wie leicht einzusehen, die Entfernung einer auf Zug beanspruchten Schicht Verlängerung bewirkt.

t'' folgt aus den Gleichgewichtsbedingungen für ein dickwandiges Rohr[2] in gleicher Weise.

---

die Ringspannung t und die Radialspannung r an der Stelle ϱ:

$$t = \frac{\varrho^2 + b^2}{\varrho^2(b^2 - a^2)}\, a^2 p_a, \tag{I}$$

$$r = \frac{\varrho^2 - b^2}{\varrho^2(b^2 - a^2)}\, a^2 p_a. \tag{II}$$

Unter einem Außendruck p_b werden:

$$t = -\frac{\varrho^2 + a^2}{\varrho^2(b^2 - a^2)}\, b^2 p_b, \tag{III}$$

$$r = -\frac{\varrho^2 - a^2}{\varrho^2(b^2 - a^2)}\, b^2 p_b. \tag{IV}$$

Bei einem dünnwandigen Zylinder von der Dicke $d\varrho$ und dem Halbmesser $\varrho = b \backsim a$ ist der Querschnitt:

$$\pi(b^2 - a^2) = 2\pi\varrho\, d\varrho. \tag{V}$$

Damit wird (III):

$$t = -\frac{\varrho}{d\varrho}\, p_b, \tag{VI}$$

welche Gleichung auch leicht unmittelbar aus der Gleichgewichtsbedingung einer Rohrhälfte abgelesen werden kann.

Mit $p_b = -dr''$ folgt hieraus obige Gleichung (2).

Gleichung (6) entspricht Gleichung (I), wenn in dieser $\varrho = b$, $a = \varrho$, $t = dt_b$ und $p_a = dr''$ gesetzt wird.

[1b] S. 23: Die Dehnungen ε_x, ε_y, ε_z in den drei Hauptrichtungen hängen mit den drei Hauptspannungen σ_x, σ_y, σ_z nach den Gleichungen zusammen:

$$\left.\begin{aligned}\varepsilon_x &= \frac{1}{E}[\sigma_x - \mu(\sigma_y + \sigma_z)],\\ \varepsilon_y &= \frac{1}{E}[\sigma_y - \mu(\sigma_z + \sigma_x)],\\ \varepsilon_z &= \frac{1}{E}[\sigma_z - \mu(\sigma_x + \sigma_y)].\end{aligned}\right\} \tag{VII}$$

Mit $\varepsilon_x = \lambda$, $\varepsilon_y = \vartheta$, $\sigma_x = s$, $\sigma_y = t$, $\sigma_z = dr'' \backsim 0$ folgen hieraus Gleichung (3) und (4).

[1c] Die Spannung s'' über dem Querschnitt df muß der Spannung ds_b über dem Querschnitt $(f_b - f)$ das Gleichgewicht halten (s. E. Heyn und O. Bauer: a. a. O.).

[2] Siehe Fußnote 1a auf S. 139.

Infolge des Innenzuges dr'' wird die Tangentialspannung an der Außenhaut:

$$dt_b = \frac{2\varrho^2}{b^2 - \varrho^2}\, dr''. \tag{6}$$

Und mit (2) und (4) wird:

$$\frac{E}{1-\mu^2}(d\vartheta + \mu\, d\lambda) = \frac{2\varrho\, d\varrho}{b^2 - \varrho^2}\, t'',$$

$$t'' = (f_b - f)\frac{E}{1-\mu^2}\cdot\frac{d(\vartheta + \mu\lambda)}{df}. \tag{7}$$

Daß der Ausdruck rechts ein positives Vorzeichen haben muß, ist wieder leicht einzusehen.

Die Radialspannung r'' liegt, wie schon erwähnt, zwischen 0 und dr'', ist also vernachlässigbar.

Berechnung von s', r' und t'.

Eine Schicht von der Dicke $d\varrho$ im Abstande ϱ', die abgedreht wird, besitze die Spannungen s', t' und wieder nur die radiale Außenspannung dr'. Die Entfernung dieser Spannungen bringt Formänderungen hervor, die dem Aufbringen der Spannungen ds_b und dt_b an der Außenhaut und ds und dt an der Stelle ϱ entsprechen.

ds ergibt sich daraus, daß die Spannung über den ganzen Querschnitt als gleich, also gleich ds_b nach Gleichung (3) angenommen werden kann[1]:

$$ds = \frac{E}{1-\mu^2}(d\lambda + \mu\, d\vartheta). \tag{8}$$

Die beseitigte Spannung s' ist also:

$$s' = -\int ds = -\frac{E}{1-\mu^2}(\lambda + \mu\vartheta). \tag{9}$$

dt folgt aus dem Spannungszustand eines dickwandigen Zylinders unter der Radialspannung dr'. Die entstehenden Formänderungen entsprechen im Abstande $\varrho = b$ der Tangentialspannung:

$$dt_b = \frac{2\varrho'^2}{b^2 - \varrho'^2}\, dr' \tag{10}$$

im Abstande ϱ der Tangentialspannung[2]:

$$dt = \frac{b^2 + \varrho^2}{\varrho^2(b^2 - \varrho'^2)}\,\varrho'^2 \cdot dr' \tag{11}$$

und mit (10) und (4):

$$dt = \frac{1}{2}\cdot\frac{b^2 + \varrho^2}{\varrho^2}\, dt_b,$$

$$dt = \frac{E}{1-\mu^2}\cdot\frac{f_b + f}{2f}(d\vartheta + \mu\, d\lambda). \tag{12}$$

Die beseitigte Spannung t' ist also (da ja f hier konstant ist):

$$t' = -\int dt = -\frac{E}{1-\mu^2}\cdot\frac{f_b + f}{2f}(\vartheta + \mu\lambda). \tag{13}$$

Das negative Vorzeichen der rechten Seite stimmt damit überein, daß eine Verdickung des Zylinders der Beseitigung einer tangentialen Druckspannung entspricht.

dr schließlich folgt aus der (11) analogen Beziehung:

$$dr = -\frac{b^2 - \varrho^2}{\varrho^2(b^2 - \varrho')^2}\,\varrho'^2 \cdot dr' \tag{14}$$

---

[1] Die Verteilung der Längsspannungen über den Querschnitt kann nicht ohne weiteres angegeben werden und dürfte von der Länge des ausgedrehten Teiles und anderen Umständen abhängen. Sie kann jedoch, da starke Verkrümmungen der Zylinderwände und Endflächen unwahrscheinlich sind, in erster Annäherung als gleichmäßig angenommen werden.

[2] Siehe Fußnote 1a auf S. 139.

Digitized by Google

Zahlentafel 1. Abmessungsänderungen eines Hohlzylinders aus Messing beim Ausdrehen (1. Versuch). (Querkontraktionszahl $\mu = 0{,}35$.)

	Wandstärke $b-\varrho$ mm	Innendurchmesser 2ϱ mm	Innenquerschnitt $f=\pi\varrho^2$ qmm	Dickenänderung ϑ 10^{-5}	Längenänderung λ 10^{-5}	$\Theta=\vartheta+\mu\lambda$ 10^{-5}	$\Lambda=\lambda+\mu\vartheta$ 10^{-5}
0	5,00	19,95	313	—	—	—	—
1	4,47	21,01	347	-3^{3}	-8^{9}	-6^{1}	-10^{1}
2	4,18	21,59	366	-8	-12^{7}	-12^{5}	-15^{5}
3	3,72	22,53	399	-12	-20^{3}	-19^{1}	-24^{5}
4	3,30	23,35	428	-17	-25^{2}	-25^{8}	-31^{2}
5	2,90	24,15	458	-36^{7}	-30^{1}	-47^{2}	-42^{9}
6	2,42	25,11	495	-44	-36^{2}	-56^{7}	-51^{6}
7	1,95	26,05	533	-53^{7}	-45^{4}	-69^{6}	-64^{2}
8	1,55	26,85	566	-57^{5}	-49^{5}	-74^{8}	-69^{6}
9	1,13	27,69	602	-69^{8}	-48^{9}	-86^{9}	-73^{3}
10	0,75	28,45	636	(-105^{4})*	-42^{7}	—	—
11	0,36	29,23	671	(-193^{5})*	-25^{7}	—	—
	Θ	$2\varrho_b = 29{,}95$	$f_b = 704{,}5$				

* Fehlerhaft infolge Eindrückens des Hohlzylinders bei der Messung.

Zahlentafel 2. Abmessungsänderungen eines Hohlzylinders aus Messing beim Ausdrehen (2. Versuch). (Querkontraktionszahl $\mu = 0{,}35$.)

	Wandstärke $b-\varrho$ mm	Innendurchmesser 2ϱ mm	Innenquerschnitt $f=\pi\varrho^2$ qmm	Dickenänderung ϑ 10^{-5}	Längenänderung λ 10^{-5}	$\Theta=\vartheta+\mu\lambda$ 10^{-5}	$\Lambda=\lambda+\mu\vartheta$ 10^{-5}
0	4,99	19,98	313^{5}	—	—	—	—
1	4,66	20,64	335	-6^{0}	-8^{7}	-9^{0}	-10^{8}
2	3,89	22,18	386	-17^{5}	-18^{7}	-24	-24^{8}
3	3,33	23,30	426	-22^{8}	-24^{7}	-31^{4}	-32^{7}
4	2,85	24,26	462	-41^{5}	-31^{2}	-52^{4}	-45^{7}
5	2,33	25,30	503	-45	-37^{5}	-58^{1}	-53^{2}
6	1,92	26,22	540	-57	-45^{8}	-73	-65^{8}
7	1,63	26,70	560	-62^{4}	-47^{2}	-77^{9}	-69
8	1,37	27,22	582	-63^{7}	-49^{2}	-80^{9}	-71^{5}
9	1,10	27,76	605	-66	-48^{7}	-83	-71^{8}
10	0,90	28,16	623	-80^{3}	-45^{7}	-96^{3}	-73^{3}
11	0,68	28,60	642	-86	-40	-100	-70
12	0,46	29,04	662	(-97^{2})*	-34^{3}	(-109^{2})	(-68^{3})
13	0,31	29,34	676	(-106)*	-22^{7}	(-113^{8})	(-59^{8})
—	0	$2\varrho_b = 29{,}96$	$f_b = 705$				

* Dickenmessungen infolge Eindrückens des Rohres beim Messen unsicher.

Zahlentafel 4. Berechnung der inneren Spannungen in einem Hohlzylinder aus Messing.

Elastizitätsmodul $E = 0{,}75 \cdot 10^{4}$ kg/qmm; Querkontraktionszahl $\mu = 0{,}35$; $E' = \frac{E}{1-\mu^2} = 0{,}855 \cdot 10^{4}$ kg/qmm.

Innenquerschnitt f qmm	$f_b - f$ qmm	$f_b + f$ qmm	$\frac{f_b-f}{2f}$	$\frac{f_b-f}{2f}$	Längsspannungen s: Λ^* 10^{-5}	$\frac{d\Lambda}{df}$ $\frac{10^{-5}}{\text{qmm}}$	$(f_b-f)\frac{d\Lambda}{df}-\Lambda$ 10^{-5}	s kg/qmm	Ringspannungen t: Θ 10^{-5}	$\frac{d\Theta}{df}$ $\frac{10^{-5}}{\text{qmm}}$	$(f_b-f)\frac{d\Theta}{df}-\frac{f_b+f}{2f}\Theta$ 10^{-5}	t kg/qmm	Radialspannung: $\frac{f_b-f}{2f}\Theta$ 10^{-5}	r kg/qmm	Längsspannungen s_h nach Heyn-Bauer: λ^* 10^{-5}	$\frac{d\lambda}{df}$ $\frac{10^{-5}}{\text{qmm}}$	$(f_b-f)\frac{d\lambda}{df}-\lambda$ 10^{-5}	s_h kg/qmm
313	392	1018	1,63	0,63	—	—0,28	$-110+0=-110$	—9,8	—	−0,30	$-118+0=-118$	—10,5	—	—	—	—0,25	$-98+0=-98$	$-7{,}3^{5}$
350	355	1055	1,51	0,51	-10^{5}	—0,28	$-99+10^{5}=-88^{5}$	—7,8	—11	„	$-113+17=-96$	— 8,5	-5^{6}	—0,5	— 9	—0,225	$-80+9=-71$	—5,3
400	305	1105	1,38	0,38	—25	—0,28	$-85+25=-60^{4}$	—5,3	—26	„	$-91^{5}+36=-55^{5}$	— 4,9	-9^{9}	—0,8[8]	-19^{5}	—0,185	$-56^{5}+19^{5}=-37$	—2,8
450	255	1155	1,28	0,28	—39	—0,28	$-71+39=-32$	—2,8	-40^{5}	„	$-76^{5}+52=-23^{5}$	— 2,1	-11^{3}	—1,0	—29	—0,17	$-43+29=-14$	$-1{,}0^{5}$
500	205	1205	1,20	0,205	—53	—0,28	$-57+53=-4$	$-0{,}3^{5}$	—55	„	$-61^{5}+66=+4^{5}$	+ 0,4	-11^{3}	—1,0	—38	—0,165	$-34+38=+4$	+0,3
525	180	1230	1,17	0,171	-60^{5}	—0,25	$-45+60=+15$	+1,3		„					—42	—0,13	$-23+42=+19$	+1,4
550	155	1255	1,14	0,141	-65^{5}	—0,215	$-33+65^{5}=+32^{5}$	+2,9	—70	„	$-46^{5}+80=+33^{5}$	+ 3,0	—98	—0,8[7]	—46	—0,105	$-16+46=+30$	+2,2
575	130	1280	1,11	0,113	-69^{5}	—0,13	$-17+69^{5}=+52^{5}$	$+4{,}6^{5}$		„					—48	—0,03	$-5+48=+43$	+3,2
600	105	1305	1,09	0,087	—72	—0,03	$-3+72=+69$	+6,1	—85	„	$-31^{5}+92^{5}=+60^{5}$	+ 5,4	—74	$-0{,}6^{5}$	-47^{5}	+0,05	$+5+47^{5}=+52^{5}$	+3,9
625	80	1330	1,06	0,064	-71^{5}	—0,075	$+6+71^{5}=+77^{5}$	+6.9							-46^{5}	+0,19	$+15+46^{5}=+61^{5}$	+4,6
650	55	1355	1,04	0,042	-68^{5}	+0,21	$+11^{5}+68^{5}=+80$	+7,1	-99^{5}	„	$-16^{5}+103^{5}=+87$	+ 7,7	-4^{2}	—0,3[7]	—39	+0,425	$+23+39=62$	$+4{,}6^{5}$
675	30	1380	1,02	0,022	(—62)	(+0,395)	$(+12+62=+74)$	$(+6{,}5^{5})$							-23^{5}	+0,81	$+24+23^{5}=47^{5}$	+3,6
700	5	1405	1,00	0,004	(—51)	(+0,44)	$(+2-51=+49)$	(+4,3)	(-114)	(„)	$(-1^{5}+114=+112^{5})$	(+10,0)	(-0^{4})	(-0^{4})	~ 0	+0,91	$+5+0=+5$	+0,4
$f_b = 705$																		

* Da die Ausgleichskurven nicht durch den Nullpunkt gehen und die Nullmessung ebenso wie jede andere Messung mit einem Meßfehler behaftet ist, ist der Nullwert in Abzug gebracht.

Digitized by Google

mit (10) und (4):

$$dr = -\frac{E}{1-\mu^2} \cdot \frac{f_b - f}{2f}(d\vartheta + \mu\, d\lambda). \qquad (15)$$

Womit die beseitigte Spannung r' wird:

$$r' = -\int dr = \frac{E}{1-\mu^2} \cdot \frac{f_b - f}{2f}(\vartheta + \mu\lambda). \qquad (16)$$

s, r und t:

Es folgt also endgültig:

Die Längsspannung:

$$s = s' + s'' = \frac{E}{1-\mu^2}\left[(f_b - f)\frac{d(\lambda + \mu\vartheta)}{df} - (\lambda + \mu\vartheta)\right]. \qquad (17)$$

Die Tangentialspannung:

$$t = t' + t'' = \frac{E}{1-\mu^2}\left[(f_b - f)\frac{d(\vartheta + \mu\lambda)}{df} - \frac{f_b + f}{2f}(\vartheta + \mu\lambda)\right]. \qquad (18)$$

Die Radialspannung:

$$r = r' = \frac{E}{1-\mu^2} \cdot \frac{f_b - f}{2f}(\vartheta + \mu\lambda). \qquad (19)$$

Für $d\vartheta = -\mu\, d\lambda$, d. h. für einen Formänderungszustand, der einachsiger Längsbeanspruchung entspricht, verschwinden Gleichung (18) und (19) und (17) geht in die Formel von Heyn und Bauer über, die für kontinuierliche Abtragung lautet:

$$s_h = E\left[(f_b - f)\frac{d\lambda}{df} - \lambda\right]. \qquad (20)$$

Messung der Formänderungen.

Nach Vorversuchen, die über die Größenordnung der entstehenden Formänderungen Aufschluß gaben, wurden einige Versuchsreihen an einem Messingrohr durchgeführt.

Ein Rohrabschnitt von rd. 120 mm Länge wurde zunächst in Stufen von etwa 0,4 mm ausgedreht und folgende Größen gemessen:

1. Der Außendurchmesser eines mittleren Querschnitts in zwei zueinander senkrechten Richtungen[1] mittels einer Mikrometerschraube, auf $^1/_{1000}$ mm geschätzt,

2. die Meßlänge an vier Mantellinien mittels eines Komparators mit Okularmikrometer, auf $^1/_{10\,000}$ mm geschätzt,

3. die Dicke mit einer auf einem U-förmigen Bügel angebrachten einfachen Mikrometerschraube, auf etwa $^2/_{100}$ genau.

Die Veränderung des Durchmessers und der Meßlänge sind, um Temperatureinflüsse auszuschalten, nicht in absoluter Größe, sondern als Differenz gegen einen Vergleichskörper verwendet worden. Der Komparator, der seinerzeit zu diesem Zwecke von der Firma Zeiss für den leider im besten Mannesalter verstorbenen Hrn. Geh. Rat E. Heyn hergestellt wurde, gestattete, durch einen Schlitten leicht Probekörper und Vergleichskörper zu vertauschen. Der Temperatureinfluß bei den Versuchen, die in einem nach Norden gelegenen Raum mit 3 bis 4° Schwankung während eines Versuchs ausgeführt wurden, hält sich annähernd in den Grenzen der Meßgenauigkeit. Die Berücksichtigung des Temperatureinflusses in dieser Weise ergibt daher keine wesentliche Erhöhung der Meßgenauigkeit, da die Differenzenbildung den Meßfehler wieder vergrößert. Im ganzen ergaben die Relativwerte einen etwas gleichmäßigeren Verlauf als die Absolutwerte. Bei stärkeren Temperaturschwankungen traten verschiedentlich Unregelmäßigkeiten ein, die wahrscheinlich auf eine Veränderung des Spannungszustandes zurückzuführen sind.

Um die Meßgenauigkeit zu erhöhen, wurde jede Messung eines Durchmessers und einer Meßlänge je 3- bis 10mal ausgeführt, so daß die in Zahlentafel 1 bis 3 angegebenen Versuchswerte Mittelwerte aus je 12 bis 20 Messungen sind. Bei einer mittleren Abweichung von etwa $\pm^2/_{1000}$ mm zwischen den einzelnen gleichartigen Messungen müßte daher die Genauigkeit des Mittelwertes etwa 5mal so groß sein. Wie den Abb. 2 und 3, in denen die (spezifischen) Durchmesser- und Längenänderungen als Funktion des Innenquerschnittes f aufgetragen sind, entnommen werden kann, weichen jedoch besonders die Dickenänderungen (Θ) stärker von einer durch die Meßpunkte durchgelegten Mittelkurve ab.

Die Messungen des Durchmessers beim ersten Versuch (Zahlentafel 1) sind nur bis zu einer Wandstärke von etwa 1 mm zuverlässig. Durch einen Kontrollversuch, bei dem das Rohr von außen her abgedreht wurde, ergab sich nämlich bezüglich der Spannungsverteilung in den äußersten und innersten Schichten keine Übereinstimmung. Die Durchmesser bei Wandstärken unter 1 mm mußten danach zu gering gemessen sein. In der Tat zeigte sich, daß dann der Druck der Mikrometerschraube schon ausreichte, um den Hohlzylinder merklich zusammenzudrücken. In einem zweiten Versuch (Zahlentafel 3) wurde durch sorgfältigstes Messen versucht, diese Fehlerquelle auszuschalten; die Dickenänderungen erscheinen nunmehr bis zu einer Wandstärke von ≈0,5 mm und selbst darunter noch zuverlässig.

Die danach als fehlerhaft angesehenen Werte sind in Zahlentafel 1 und 3 eingeklammert.

Zahlentafel 3. Abmessungsänderungen eines Hohlzylinders aus Messing beim Abdrehen.

	Außendurchmesser* 2ϱ mm	Außenquerschnitt $f = \pi \varrho_a 2$ qmm	Längenänderung* λ 10^{-6}	Dickenänderung* ϑ 10^{-6}
0	29,95	704[5]	—	—
1	29,57	684	—	12[9]
2	29.07	664	9[4]	3[7]
3	28,15	622	21[5]	6[0]
4	27,26	584	33[8]	16[3]
5	26,38	546	46[8]	24[7]
6	25,53	512	58[7]	17[7]
7	24,58	475	72[2]	36[1]
8	23,67	440	82[7]	39[8]
9	22,75	403	99[4]	38[1]
10	21,93	378	115[1]	(20[2])**
11	21,03	348	135[2]	(1)**
—	$2\varrho_a = 19{,}95$	$f_a = 313$		

* Längenänderung und Dickenänderung an besonderen Abschnitten bestimmt. Durchmesser-Mittelwert beider Versuche.

** Dickenmessungen infolge Eindrückens des Rohres beim Messen fehlerhaft.

[1] Messungen eines einzigen Durchmessers und einer einzigen Meßlänge sind nicht ausreichend, um ein zuverlässiges Bild über die Spannungsverteilung zu gewinnen. Die Meßwerte zeigen, daß das Rohr sich beim Ausdrehen verkrümmt und sein Querschnitt sich elliptisch verzerrt. Der genaue Spannungszustand läßt sich jedoch vorläufig nicht ermitteln, so daß die Berechnung eines mittleren Zustandes aus den Mittelwerten zunächst genügen mag. Bei weiteren Versuchen wurde der Durchmesser in vier Richtungen gemessen.

Digitized by Google

Beim Kontrollversuch durch Abdrehen konnten die inneren Durchmesser nicht genügend zuverlässig am gleichen Stück wie die Längen gemessen werden, sondern wurden besonders an einem kurzen Stück festgestellt. Die gefundenen Dickenänderungen (Zahlentafel 3) streuen daher stark infolge des Umstandes, daß der innere Durchmesser als Differenz des äußeren Durchmessers und der Wandstärke gemessen wurde.

Berechnung der Spannungsverteilung in einem Messingrohr.

Zahlentafel 1 und 2 geben die Formänderungen zweier Abschnitte eines Messingrohres von ∼30 mm Außendurchmesser und 5 mm Wanddicke (in Zehntausendsteln $= 10^{-5}$) beim Ausdrehen an. Die Meßlänge war 90,0 mm. Die Rohrabschnitte wurden zunächst bei 50° C 15 Min. ausgeglüht, um den Einfluß der beim Ausdrehen entstehenden Erwärmung auszuschalten. Hierdurch entsteht allerdings eine Verringerung der inneren Spannungen[1], die aber zur Vermeidung zusätzlicher Fehlerquellen mit in Kauf genommen wurde.

Die aus den Messungen ermittelten Formänderungen λ und ϑ kommen in den Spannungsgleichungen (17) bis (19) nur in den Kombinationen vor:

$$\left.\begin{aligned} \Lambda &= \lambda + \mu\,\vartheta \\ \Theta &= \vartheta + \mu\,\lambda \end{aligned}\right\} \qquad (21)$$

Diese sind mit $\mu = 0{,}35$ errechnet und in Zahlentafel 1 und 2 mit eingetragen. Mit $E = 0{,}75 \cdot 10^4$ kg/qmm wird[2]:

$$E' = \frac{E}{1-\mu^2} = 0{,}855 \cdot 10^4 \text{ kg/qmm}.$$

Es gehen dann die Gleichungen (17) bis (19) über in:

$$s = E'\left[(f_b - f)\frac{d\Lambda}{df} - \Lambda\right], \qquad (22)$$

$$t = E'\left[(f_b - f)\frac{d\Theta}{df} - \frac{f_b + f}{2f}\Theta\right], \qquad (23)$$

$$r = E'\frac{f_b - f}{2f}\Theta. \qquad (24)$$

[1] E. Heyn: Mitt. Materialpr.-Amt Bd. 35, S. 1/25. 1917; G. Masing: Z. Metallkunde Bd. 16, S. 257/64. 1924; Naturwissensch. Bd. 12, S. 837/43. 1924; R. I. Anderson und E. G. Fahlmann: J. Inst. Metals Bd. 34, S. 271/300. 1925, II.

[2] Elastizitätskonstanten nach der Zusammenstellung von G. Sachs in Landolt-Börnstein, Erg.-Bd. 1927 geschätzt.

Zur Ausrechnung dieser Funktionen tragen wir aus Zahlentafel 1 und 2 in Abb. 2 die Meßwerte Λ und in Abb. 3 die Meßwerte Θ über dem Innenquerschnitt f auf. Die Übereinstimmung beider Versuche ist überraschend gut. Die Meßwerte ersetzen wir dann durch Ausgleichskurven, mit

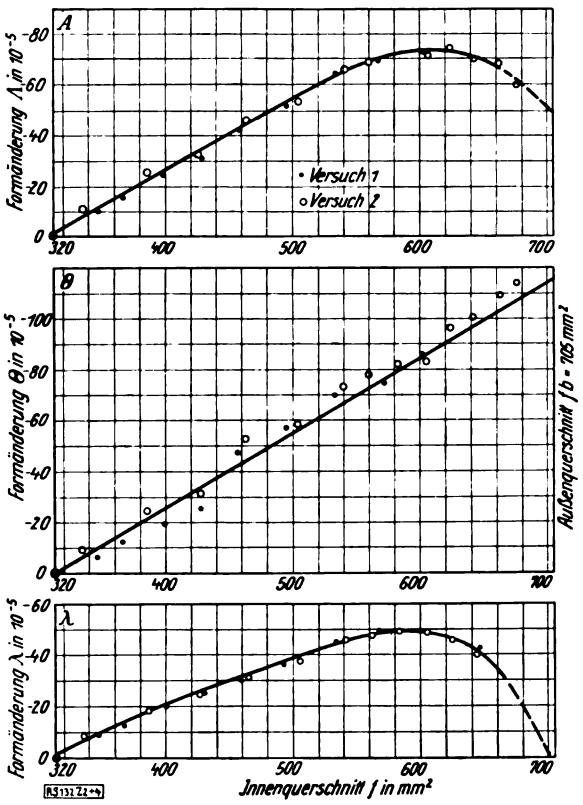
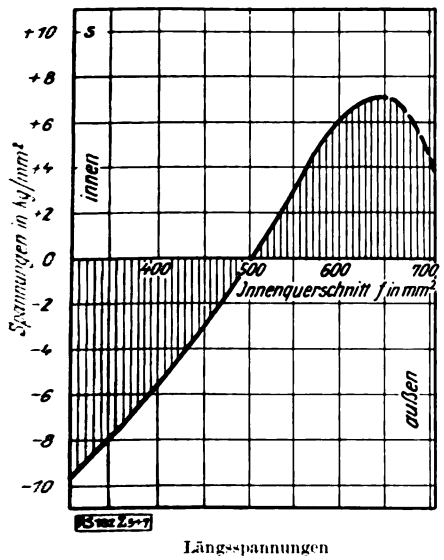


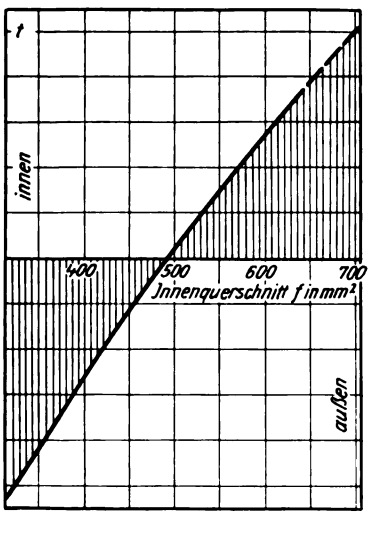
Abb. 2 bis 4. Verlauf der Formänderungen beim Ausdrehen eines Rohres aus Messing.

denen wir, um die Vergrößerung der Meßfehler durch die Differenzenbildung zu vermeiden, weiterarbeiten.

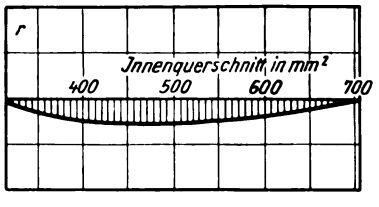
Den Ausgleichskurven greifen wir für runde Innenquerschnitte f die erforderlichen Größen Λ, Θ und ihre Differentialquotienten $\frac{d\Lambda}{df}$ und $\frac{d\Theta}{df}$ ab und tragen sie in Zahlentafel 4 ein. In Zahlentafel 4 ist dann die ganze Rechnung durchgeführt und die sich ergebenden Längsspannungen in Abb. 5, die Ringspannungen in Abb. 6 und die Radialspannungen in Abb. 7 aufgetragen.



Längsspannungen



Ringspannungen



Radialspannungen

Abb. 5 bis 7. Innere Spannungen in einem Messingrohr.

Digitized by Google

In Abb. 4 sind noch die Längenänderungen λ allein aufgetragen, und aus diesen nach Gleichung (20) — vgl. Zahlentafel 4 — die Spannungsverteilung nach Heyn und Bauer errechnet und in Abb. 8 aufgetragen.

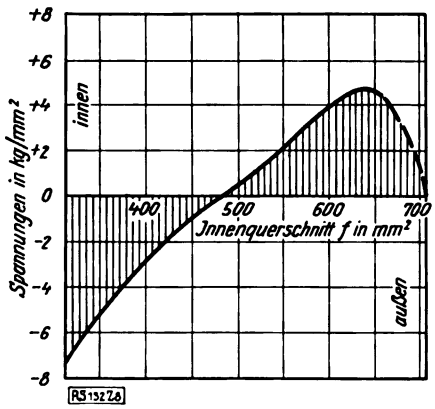


Abb. 8. Längsspannungen in einem Messingrohr nach dem Verfahren von E. Heyn und O. Bauer.

Der Kontrollversuch durch Abdrehen (von außen her), dessen Meßwerte in Zahlentafel 3 eingetragen sind, ergibt qualitativ eine gute Übereinstimmung mit den Ausdrehversuchen. Die Abweichungen gegenüber den Ausdrehversuchen liegen darin, daß die Längsspannungen bis etwa 30% größer, die Ringspannungen etwa 15% kleiner gefunden werden. Für die Spannungen gelten fast die gleichen Formeln (22) bis (24); nur tritt an die Stelle des Außenquerschnitts f_b der Innenquerschnitt f_a. Mit Rücksicht auf die geringere Zuverlässigkeit der Meßwerte in Zahlentafel 3 sei auf eine genauere Durchrechnung verzichtet.

Die durch Abb. 5 bis 8 veranschaulichten Versuchsergebnisse zeigen, daß im vorliegenden Falle die größten Ringspannungen (Abb. 6) wesentlich höher sind als die größten Längsspannungen (Abb. 5) und daß diese nicht an der Außenhaut, sondern in einiger Entfernung davon ihren Höchstwert haben. Die Längsspannungen ergeben sich ferner bis fast 40% höher als die nach Heyn und Bauer berechneten und weisen auch eine etwas andere Verteilung auf.

Für die Unterstützung bei den Versuchen sei dem Institutsangehörigen Hrn. Böhme bestens gedankt. Das Material stellte in dankenswerter Weise das Kabelwerk Oberspree der AEG. zur Verfügung.

Innere Spannungen in Metallen.

Von **G. Sachs**[1].

Das Verhalten von Metallen bei der Formgebung, Prüfung und im Gebrauch ist von einer so großen Zahl von Faktoren abhängig, daß es bisher nur sehr unvollkommen gelungen ist, eine Ordnung in die Mannigfaltigkeit der Vorgänge hineinzubringen[2]. Unter den verhältnismäßig durchsichtigen Erscheinungen von großer technischer Bedeutung lassen sich einige aus der mehr oder weniger klar vorstellbaren Wirkung von inneren Spannungen ableiten. Innere Spannungen bleiben nämlich in einem Körper stets zurück, wenn er in seinen einzelnen Teilen verschieden große Formänderungen erleidet. Solche ungleichmäßigen Verformungen können beim Erstarren und anderen schroffen Temperaturänderungen, bei Umwandlungsvorgängen und beim Verarbeiten und Prüfen der Werkstoffe eintreten.

Unter diesen sind besonders zwei Erscheinungen zum Inhalt einer Anzahl eingehender Untersuchungen gemacht worden: Das nachträgliche Aufreißen von kaltverformten Gegenständen aus Kupferlegierungen und die eigenartigen Verschiebungen der Elastizitäts- und Streckgrenze nach Kaltverformungen. Das Aufreißen richtet noch heute viel Schaden an, so daß die großen Werke besondere Vorkehrungen zu seiner Verhütung treffen müssen. Und die unter dem Namen Bauschingereffekt bekannte Unsymmetrie der Elastizitäts- und Streckgrenze beeinträchtigt stark die praktische Verwendung dieser Kennziffern und ist vielleicht wesentlich mit schuld an der allgemeinen Verwirrung über ihre tatsächliche Bedeutung.

Im folgenden werde ich diese beiden Erscheinungen zusammenfassend beschreiben und einige neue Versuche zu ihrer Klärung mitteilen.

Reckspannungen[1].

Die Rißbildung und das plötzliche Aufreißen (season-cracking) von Messing und anderen Kupferlegierungen ist eine bekannte Erscheinung. Stangen, Rohre und gezogene Gegenstände (z. B. Patronenhülsen) neigen besonders dazu. Bisweilen reißen Stangen schon unmittelbar nach der Herstellung oder beim Versand. Häufig tritt aber auch der Schaden erst nach jahrelangem Lagern oder im Gebrauch ein. Auch bei anderen Metallen, wie Stahl und Aluminium, treten ähnliche Fehler auf, wenn auch weit seltener als bei Messing.

Schon durch die ersten planmäßigen Untersuchungen über die Ursache der Aufreißgefahr[2] wurde festgestellt, daß der schadhafte Werkstoff stets kaltverformt und nicht nachträglich geglüht war, und daß geringfügige Anlässe den Bruchvorgang auslösen.

Der Anlaß kann durch Erschütterungen oder kleine mechanische Verletzungen, wie z. B. beim Abdrehen, gegeben sein. Auch plötzliche örtliche Temperaturänderungen können bei einem Gegenstand, der zum Aufreißen neigt, den Schaden hervorrufen. So zeigt Abb. 1 ein Dreikantrohr aus Messing, das beim Eingießen von Zink aufplatzte.

[1] Original: Z. V. d. I. Bd. 71, S. 1511/16. 1927.

[2] Ein Versuch in dieser Richtung ist in dem Werk „Grundbegriffe der mechanischen Technologie", Leipzig 1925, unternommen worden.

[1] Herrn Obering. W. Wunder bin ich für Mitteilung einer Anzahl von Tatsachen aus seinem reichen Erfahrungsschatz und für die Unterstützung bei der Auswahl des Versuchsmaterials zu Dank verpflichtet.

[2] H. Leistner: Z. f. Metallkunde Bd. 16, S. 429. 1924; C. Diegel: Verh. Ver. Bef. Gewerbefleiß Bd. 85, S. 177. 1906.

Digitized by Google

In der Mehrzahl der bekanntgewordenen Fälle ist der Bruch jedoch durch einen chemischen Angriff ausgelöst worden. Das Aufreißen beim Lagern wird auf Oxydation, Witterungseinflüsse oder Gasangriff zurückgeführt. Besonders wirksam sind flüssige Metalle[1], und bei Messing Ammoniak[2] und Quecksilbersalzlösungen[3].

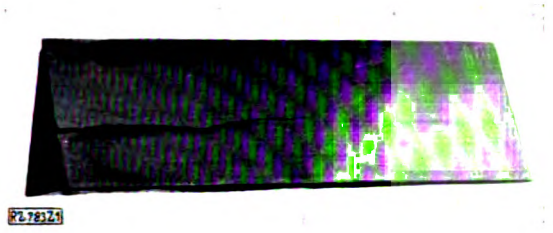


Abb. 1. Dreikantrohr aus Messing, beim Eingießen von Zink aufgeplatzt.

Zum Nachweis der Aufreißneigung bei Messing taucht man den betreffenden Gegenstand heute in Quecksilber oder verdünnte Quecksilbersalzlösungen ein. Der Gegenstand reißt dann, Abb. 2 und 3, nach einiger Zeit auf. Abb. 2 zeigt einen Rohrabschnitt, der in Sublimatlösung (10%) nach 3 St., Abb. 3 einen Stangenabschnitt, der nach etwa einem Tag aufgerissen ist. Das Rohr ist der Länge nach aufgeplatzt; auf der Oberfläche der Stange ist ein Netz von Längs- und Querrissen entstanden.

Abb. 2. Rohrabschnitt von Messing, in Quecksilbersalz-Lösung aufgerissen.

Abb. 3. Stangenabschnitt von Messing, in Quecksilbersalz-Lösung aufgerissen.

Nur kaltverformter Werkstoff neigt zum Aufreißen. Durch Glühen wird die Gefahr beseitigt; und in den ersten Untersuchungen wurde schon erkannt, daß hierzu Temperaturen ausreichen, bei denen die Härtung durch die Kaltverformung noch nicht beeinträchtigt wird.

[1] H. J. Miller: J. Inst. Met. Bd. 37, S. 183. 1927; H. J. Hartley: J. Inst. Met. Bd. 37, S. 193. 1927; R. Genders: J. Inst. Met. Bd. 37, S. 215. 1927.

[2] C. Diegel: a. a. O.

[3] H. Leistner: a. a. O.

Messinggegenstände, bei denen die Aufreißneigung vorliegt, pflegt man heute bei 250 bis 300° C auszuglühen.

Auch hat sich gezeigt, daß die Aufreißgefahr von Drähten, Stangen und Profilen wesentlich vermindert wird, wenn sie gerade gerichtet werden. Für Stangen verwendet man besondere Richtmaschinen oder Abrollbänke, in denen die Stangen durch schräglaufende Walzen umlaufend eingezogen und dabei um einen geringen Betrag gestaucht werden. Drähte zieht man über eine Anzahl von Rollen oder Nägeln, und Profile kann man durch ein schwaches Strecken in einer Ziehbank richten. Wenn aus irgendwelchen Gründen ein Ausglühen oder Richten unterbleibt, so hilft man sich dadurch, daß man Stangen mit einem Holzhammer abklopft, Drahtringe auf den Boden staucht oder in irgendeiner anderen Weise kleine bleibende Verformungen erzwingt. Aber selbst durch Abrollen wird die Aufreißgefahr nur unvollkommen beseitigt. Wie Abb. 4 zeigt, riß ein Abschnitt von einer abgerollten Stange noch in Quecksilbersalzlösung nach einem Tag an den Enden ein.

Schon frühzeitig ist erkannt worden, daß für das Aufreißen innere Spannungen verantwortlich sind, die nach Kaltverformungen im Werkstoff zurückbleiben. Eine klare Vorstellung von der Bedeutung innerer Spannungen (Reckspannungen) für das Aufreißen und ein Verfahren zur Bestimmung ihrer Größe und Verteilung verdanken wir jedoch erst Heyn und Bauer[1]. Durch Abdrehen oder Ausdrehen von Stangen (und Rohren) entstehen Längenänderungen, aus denen die inneren Spannungen berechnet wurden. Andere Forscher haben sich dann ein mehr überschlägliches Bild von den größten Spannungen, die im Werkstoff nach der Verformung zurückbleiben, dadurch zu verschaffen gesucht, daß sie die beim Loslösen von Streifen des Gegenstandes eintretenden Verkrümmungen feststellen[2]. Erwärmen auf niedrige Temperaturen beseitigt die inneren Spannungen[3], und zwar um so vollständiger, je größer die vorangegangene Kaltverformung war. Durch Richten verschwinden die Zugspannungen an der Außenhaut[4], durch Abrollen werden sie in Druckspannungen verwandelt[5].

[1] E. Heyn und O. Bauer: Int. Z. Metallogr. Bd. 1, S. 16. 1911; Stahleisen Bd. 31, S. 760. 1911; Mitt. Materialpr.-Amt Bd. 29, S. 1. 1911; E. Heyn: Stahleisen Bd. 32, S. 2097. 1912; Bd. 37, S. 442ff. 1917; Bd. 38, S. 846. 1918; Mitt. Materialpr.-Amt Bd. 35, S. 1. 1917; Naturwissensch. Bd. 9, S. 321. 1921.

[2] P. D. Merica und R. W. Woodward: Bur. Stand. Techn. Papers Nr. 82. 1917; W. H. Hatfield und G. L. Thirkell: J. Inst. Met. Bd. 22, S. 67. 1919, II; A. M. Portevin: J. Iron Steel Inst. Bd. 108, S. 71. 1923 II; R. J. Anderson und E. G. Fahlmann: J. Inst. Met. Bd. 32, S. 367. 1924 II.

[3] H. Heyn: Mitt. Materialpr.-Amt Bd. 33, S. 1. 1917; A. Moore und S. Beckinsale: J. Inst. Met. Bd. 23, S. 225. 1920 I; Bd. 25, S. 35. 1921 I; Bd. 27, S. 149. 1922 I; H. Moore, S. Beckinsale und C. E. Mallinson: J. Inst. Met. Bd. 25, S. 35. 1921 I; S. Beckinsule: J. Inst. Met. Bd. 29, S. 285. 1923 I; G. Masing: Z. Metallkunde Bd. 16, S. 257ff. 1924; R. J. Anderson und E. G. Fahlmann: J. Inst. Met. Bd. 34, S. 271. 1925 II.

[4] G. Masing: Z. Metallkunde Bd. 17, S. 183. 1925.

[5] Ich verdanke diese Angabe, die durch die vorliegenden Versuche bestätigt wird, einer noch unveröffentlichten Untersuchung von Prof. Dr.-Ing. e. h. O. Bauer.

Digitized by Google

Einen praktisch vollständigen Einblick in die Spannungsverteilung kann aber auch das Verfahren von Heyn und Bauer nur für Bleche geben, wo hauptsächlich Spannungen in der Walzrichtung auftreten. Aber bei Stangen und Rohren zeigt es sich, daß ein Aufreißen in den meisten Fällen nicht in der Querrichtung, Abb. 3, sondern in der Längsrichtung, Abb. 2 und 4, eintritt.

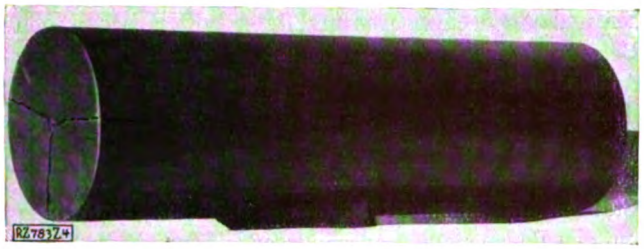


Abb. 4. Abschnitt einer gerichteten Messingstange, in Sublimatlösung aufgerissen.

Die Spannungen, die zu solchen Brüchen führen, müssen dann aber in Richtung des Querschnittumfanges gerichtet sein[1].

Die Feststellung solcher Ringspannungen t, neben den Längsspannungen s, und auch der Radialspannungen r, die den Spannungszustand vervollständigen, kann man jedoch durch Erweiterung des Gedankenganges von Heyn und Bauer leicht vornehmen[5]. Dreht man einen Stab- oder Rohrabschnitt vom Querschnitt f_b stufenweise von innen auf einen Querschnitt f aus und stellt außer dem Verlauf der dabei entstehenden Längenänderungen λ auch den der Dickenänderungen ϑ fest,

$$s = \frac{E}{1-\mu^2}\left[(f_b - f)\frac{\mathrm{d}(\lambda + \mu\vartheta)}{\mathrm{d}f} - (\lambda + \mu\vartheta)\right]$$

$$t = \frac{E}{1-\mu^2}\left[(f_b - f)\frac{\mathrm{d}(\vartheta + \mu\lambda)}{\mathrm{d}f} - \frac{f_b + f}{2f}(\vartheta + \mu\lambda)\right]$$

$$r = \frac{E}{1+\mu^2}\frac{f_b - f}{2f}(\vartheta + \mu\lambda),$$

worin E den Elastizitätsmodul, μ die Querdehnungszahl des Stoffes bedeutet.

Auf diesem Wege wurde der innere Spannungszustand in Rohren und verschieden behandelten Stangen aus 58er Messing ermittelt[1]. Abb. 5 bis 22 veranschaulichen das Ergebnis einiger Versuche, wobei die ermittelten Spannungen über dem sich beim Ausdrehen vergrößernden Hohlquerschnitt aufgetragen sind.

In einem Messingrohr, das in Sublimatlösung nach 3 St. aufriß, waren die Ringspannungen an der hauptsächlich gefährdeten Außenhaut wesentlich größer als die Längsspannungen, Abb. 5 bis 7. Dies steht in schöner Übereinstimmung mit dem Verlauf des durch Quecksilbersalzlösung hervorgerufenen Risses, Abb. 2. Die größten Spannungen lagen mit 10 kg/qmm nur in der Höhe von etwa $^1/_4$ der Festigkeit des Werkstoffes. Die Radialspannungen sind ohne Bedeutung.

Bei einer Messingstange, die auf 33 mm Dmr. gepreßt und dann in einem Zuge auf 30 mm herabgezogen wurde, waren die Spannungen mehrfach höher als im Rohr, Abb. 8 bis 10. Trotzdem riß die Stange erst nach eintägigem Lagern in Sublimat auf. Die Quecksilberprüfung gibt also in der Dauer bis zum Aufreißen keine Auskunft über die Größe der Spannungen; kompaktere Gegenstände brauchen anscheinend längere Zeit zum Bruch als dünnwandige. Bei der Stange erwiesen sich nach Abb. 8 und 9 die Längs- und Ringspannungen an der Außenhaut als annähernd gleich groß; daher zeigt die Stange, entsprechend Abb. 3, nach der Quecksilberprüfung ein Netz von Längs- und Querrissen.

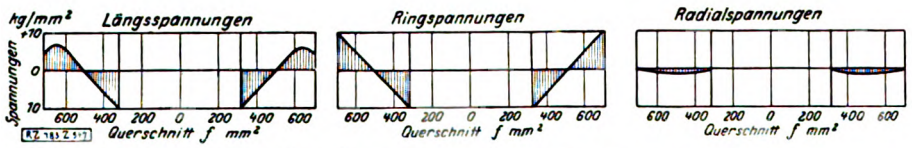


Abb. 5 bis 7. Innere Spannungen in einem Messingrohr.

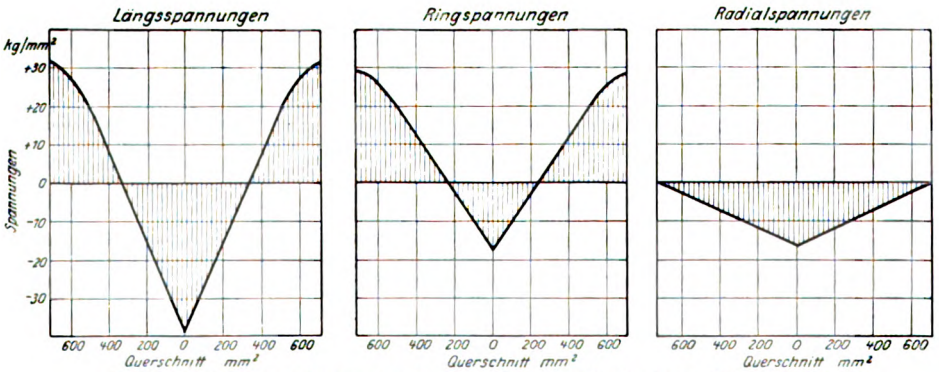


Abb. 8 bis 10. Innere Spannungen in einer gezogenen Messingstange (58er Messing).

Durch Anlassen auf 300°, 1 St., wurden die Spannungen innerhalb der Fehlergrenzen der Messung (± 1 kg/qmm) vollständig beseitigt. Die Härte ($H_{10/250}$) fiel hierbei nur von 139 auf 111 Einheiten. Die Härte des bei 560° ausgeglühten Stoffes wurde zu 68 bestimmt.

Durch Abrollen wurde der Spannungszustand in den Stangen entsprechend Abb. 11 bis 13 gänzlich verändert. Die Zugspannungen an der Oberfläche der unabgerollten Stange sind bis zu einer Tiefe von etwa $^1/_8$ der Stabdicke in Druckspannungen verwandelt, und im übrigen Teil der Stange ist zwar die Verteilung der Spannungen ähnlich geblieben, ihre Größe aber etwa auf die Hälfte herabgesetzt. In Sublimatlösung riß ein Abschnitt der abgerollten Stange jedoch noch, entsprechend Abb. 4,

so können die Spannungen nach folgenden Gleichungen berechnet werden:

[1] E. Heyn: Mitt. Materialpr.-Amt Bd. 35, S. 1. 1917; R. H. N. Vaudrey und W. E. Ballard: Trans. Faraday Soc. Bd. 17, S. 52. 1921; H. Moore und S. Beckinsale: J. Inst. Met. Bd. 27, S. 149. 1922; R. J. Anderson und H. Fahlmann: J. Inst. Met. Bd. 32, S. 367. 1924 II.

[5] G. Sachs: Z. Metallkunde Bd. 19, S. 352. 1927.

[1] Der Werkstoff wurde freundlichst vom Kabelwerk der A. E. G. zur Verfügung gestellt.

Digitized by Google

an den Enden auf. Dies erklärt sich dadurch, daß im Schnitt Teile der Stange freigelegt werden, die unter

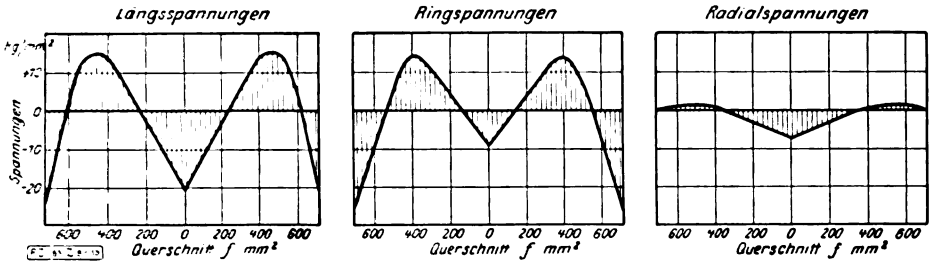


Abb. 11 bis 13. Innere Spannungen in einer abgerollten Messingstange.

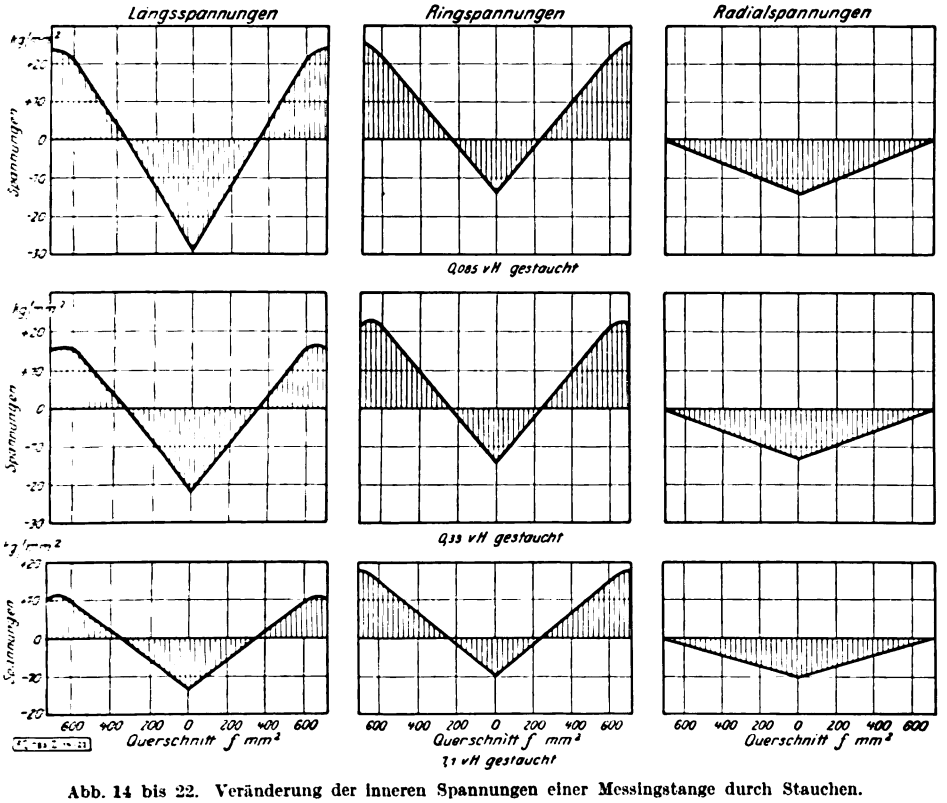


Abb. 14 bis 22. Veränderung der inneren Spannungen einer Messingstange durch Stauchen.

Zugspannungen stehen. In einem solchen Falle wird also die Aufreißgefahr durch das Abrollen nicht beseitigt.

Die Wirkung des Abklopfens läßt sich auf dem hier eingeschlagenen Wege schlecht verfolgen, da durch die wenig durchsichtige Verformung die Spannungsverteilung sicherlich ungleichmäßig beeinflußt wird. Die Berechnung der Spannungen setzt aber voraus, daß der Zustand der Stangen angenähert rotationssymmetrisch ist. Dagegen dürfte das Strecken in der Ziehbank nicht anders als Stauchen wirken. Es wurden daher Rohrabschnitte um 0,085, 0,33 und 1,1% gestaucht. Wie Abb. 14 bis 22 zeigen, bewirkt zunehmendes Stauchen allmählich die erwartete Verminderung der Spannungen, und zwar besonders der Längsspannungen. In Abb. 23 ist die Veränderung der Längs- und Ringspannungen in Abhängigkeit von der Größe der Stauchung aufgetragen. Eigenartigerweise reicht selbst eine Verformung von 1,1% noch nicht aus, um die Spannungen vollständig zu beseitigen.

Die Aufreißgefahr von Messing usw. kann also zuverlässig mit der Anwesenheit von Reckspannungen verknüpft werden. Das Zurückbleiben innerer Spannungen nach ungleichmäßigen Verformungen ist durch die Gesetze der Spannungsverteilung gegeben und sogar in einfachen Fällen (Biegen, Verdrehen) rechnerisch faßbar[1]. Ihre Anwesenheit ist nicht auf Metalle beschränkt, sondern sie treten bei jedem Stoffe auf, der die Fähigkeit zum Fließen aufweist. Auch bei gebogenen Steinsalzkristallen können z. B. Reckspannungen durch Formänderungen, die beim Ablösen der Oberflächenschichten entstehen, nachgewiesen werden[2].

Der Zusammenhang zwischen der Aufreißgefahr und der Größe und Verteilung der inneren Spannungen ist jedoch nicht einfach. Der Bruch, der übrigens stets längs den Korngrenzen verläuft, tritt dort ein, wo unter Zugspannungen stehende Teile durch chemischen Angriff geschwächt oder zusätzlichen Beanspruchungen ausgesetzt werden. Risse bilden sich dementsprechend im großen ganzen senkrecht zur Richtung der Zugspannungen aus. Die Größe der Zugspannungen ist jedoch anscheinend nicht allein bestimmend für die Aufreißgefahr.

Bei dem untersuchten Rohr war die Aufreißgefahr, wenigstens nach der Quecksilberprüfung beurteilt, größer als bei der Stange, während die inneren Spannungen im

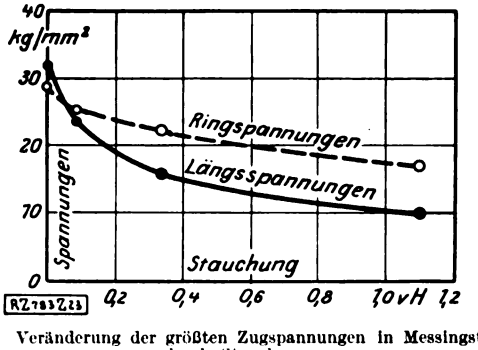


Abb. 23. Veränderung der größten Zugspannungen in Messingstangen durch Stauchen.

umgekehrten Verhältnis zueinander standen. Anderseits ist es aber in der Praxis bekannt, daß Stangen stär-

[1] Vgl. A. und L. Föppl: Drang und Zwang, Bd. II, S. 297. München und Berlin 1920.

[2] M. Polanyi und G. Sachs: Z. Phys. Bd. 33, S. 692. 1925.

Digitized by Google

ker als Rohre zum Aufreißen neigen. Danach würde also die zahlenmäßige Ermittlung der inneren Spannungen über ihre Wirkung einen besseren Aufschluß geben als die Quecksilberprüfung. Auch führt diese nur bei einigen Messingsorten zum Erfolg, und ihre Wirksamkeit ist von der Zusammensetzung der Legierung abhängig. Die genaue Bestimmung der inneren Spannungen bietet also einen wesentlich vollständigen Einblick in den Zustand des Stoffes; die zuverlässige Durchführung ist aber umständlich[1] und das Verfahren nur bei einfach gestalteten Gegenständen anwendbar.

Eine überschlägliche Ermittlung der inneren Spannungen aus den Verbiegungen beim Ausschneiden von Streifen gibt dagegen keinen sicheren Aufschluß. Es kann eine Spannungsverteilung vorliegen, wo, wie bei der abgerollten Messingstange, die inneren Spannungen kein Moment ausüben und ein ausgeschnittener Streifen sich infolgedessen nicht verbiegen würde. Das Verfahren erscheint daher nur dann aufschlußreich, wenn man von vornherein über die Verteilung der inneren Spannungen unterrichtet ist und sich nur ein Bild von ihrer Größe verschaffen will.

Elastizitätsgrenze und Streckgrenze.

Es ist eine heiß umstrittene Frage, welche praktische Bedeutung den Kennziffern Elastizitäts-, Proportionalitäts- und Streckgrenze (bei Nichteisenmetallen[2]) zukommt, die das Auftreten kleiner bleibender Verformungen anzeigen. Von der einen Seite wird betont, daß ein Konstruktionsteil im Betriebe keine bleibenden Verformungen erleiden dürfe und daher die Feststellung der genannten Grenzen für eine genaue Beurteilung unerläßlich sei. Von der Gegenseite wird eigentlich nur eingewendet, daß eine zuverlässige Ermittlung dieser Kennziffern für die Praxis zu umständlich sei. Bisweilen wird auch darauf hingewiesen, daß allgemeine Vereinbarungen über diese Grenzen vorläufig nicht beständen und daher mit den bisher bekanntgewordenen Zahlenangaben wenig anzufangen sei. Dagegen gäbe die Festigkeit, wenn sie vielleicht auch vom physikalischen Gesichtspunkt aus nicht einfach zu deuten sei, einen zuverlässigen Anhalt für die Belastungsfähigkeit eines Werkstoffes, besonders, wenn, wie bei Dauerversuchen, die Beanspruchungsverhältnisse denen in der Praxis angepaßt würden.

Gegen eine Verwendung der Elastizitäts-, Proportionalitäts- und Streckgrenze als Kennziffern liegen jedoch noch viel wichtigere Bedenken als die angeführten vor. Wie schon Bauschinger[3] bezüglich der Proportionalitätsgrenze erkannte, sind diese Grenzen außerordentlich empfindlich, ohne daß damit wirkliche Eigenschaftsänderungen des Werkstoffes angezeigt werden. Durch eine kleine Dehnung wird z. B. die Proportionalitätsgrenze gegen Zug erhöht, gegen Druck herabgesetzt (Bauschingereffekt). Die Beobachtung von Bauschinger ist, wie die Versuche von Masing[1] an Messing gezeigt haben, von allgemeiner und grundlegender Bedeutung. Sie wird bei Stahl allerdings durch eine Reihe anderer verwickelter Erscheinungen verdeckt, die vorläufig noch

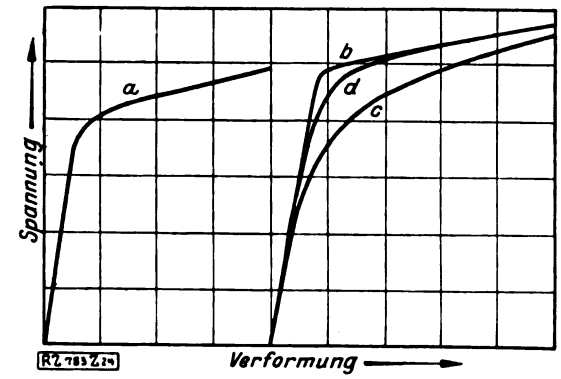


Abb. 24. Kennzeichnende Verformungskurven. a geglüht, b c kaltverformt in gl. Richtung wie kaltverformt in entgegengesetzter Richtung, d angelassen.

ungeklärt sind[2] und vermutlich mit dem eigenartigen Vorgang des Alterns zusammenhängen.

Aus den Untersuchungen von Masing sowie eigenen Versuchen läßt sich für einen Stoff ohne natürliche Streckgrenze, also z. B. Messing und Duralumin, folgendes Verhalten als kennzeichnend ansehen.

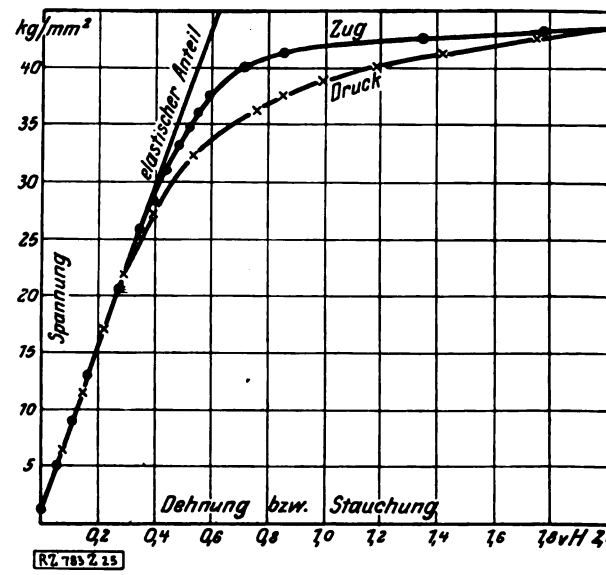


Abb. 25. Verformungskurven von gezogenem Duralumin (Marke 681 BH).

Im unbeanspruchten Zustande (gegossen oder geglüht) gehen, Abb. 24a, dem eigentlichen Fließen bleibende Verformungen bis 0,5% und darüber voraus; sie nehmen mit steigender Last zu, während das eigentliche

[1] G. Sachs: Z. Metallkunde Bd. 19, S. 352. 1927.

[2] Von der Streckgrenze des weichen Stahls, die im Gegensatz zu der Streckgrenze von Nichteisenmetallen eine Naturgrenze ist (vgl. M. Moser: Forschungsarb. V. d. I. H. 285, S. 74), ist hier nicht die Rede. Dagegen dürfte sich harter Stahl vielfach ganz ähnlich wie Nichteisenmetalle verhalten.

[3] J. Bauschinger: Mitt. Mech.-Techn. Laborat. München H. 13. 1886; Ziviling. Bd. 27, S. 289. 1881.

[1] G. Masing: Z. techn. Phys. Bd. 6, S. 569. 1925; Wiss. Veröff. Siemens-Konz. Bd. 5, S. 135. 1926; G. Masing und W. Mauksch: Wiss. Veröff. Siemens-Konz. Bd. 4, S. 74. 1925; Bd. 5, S. 142. 1926.

[2] J. Muir: Phil. Trans. (A) Bd. 193, S. 1. 1900; Bd. 198, S. 1. 1902; M. Rudeloff: Mitt. K. Techn. Vers.-Anst. Berlin 1901, Erg.-Heft 1; I. A. van den Brock: Carnegie Scolarship Mem. Bd. 9, S. 125. 1918; vgl. Z. Metallkunde Bd. 12, S. 150. 1920; F. Körber und W. Rohland: Mitt. Eisenforsch. Bd. 5, S. 37—54. 1924.

Digitized by Google

Fließen, besonders bei Stoffen mit geringer Verfestigung, ziemlich plötzlich einsetzt.

Wird ein Probestab bis zu einem gewissen Betrage vorgereckt, etwa durch Zug, so treten nun bei wiederholter Zugbeanspruchung, Abb. 24 *b*, vor dem Fließen nur geringe bleibende Reste auf. In umgekehrter Richtung jedoch, also im betrachteten Falle bei Druckbeanspruchung, sind schon, wie Abb. 24 *c* zeigt, bei den geringsten Lasten erhebliche bleibende Verformungen da; und das eigentliche Fließen setzt erst bei Verformungen von mehreren Hundertsteln ein. Der eigentliche Fließbeginn ist natürlich bei einem solchen Kurvenverlauf schwer festzustellen.

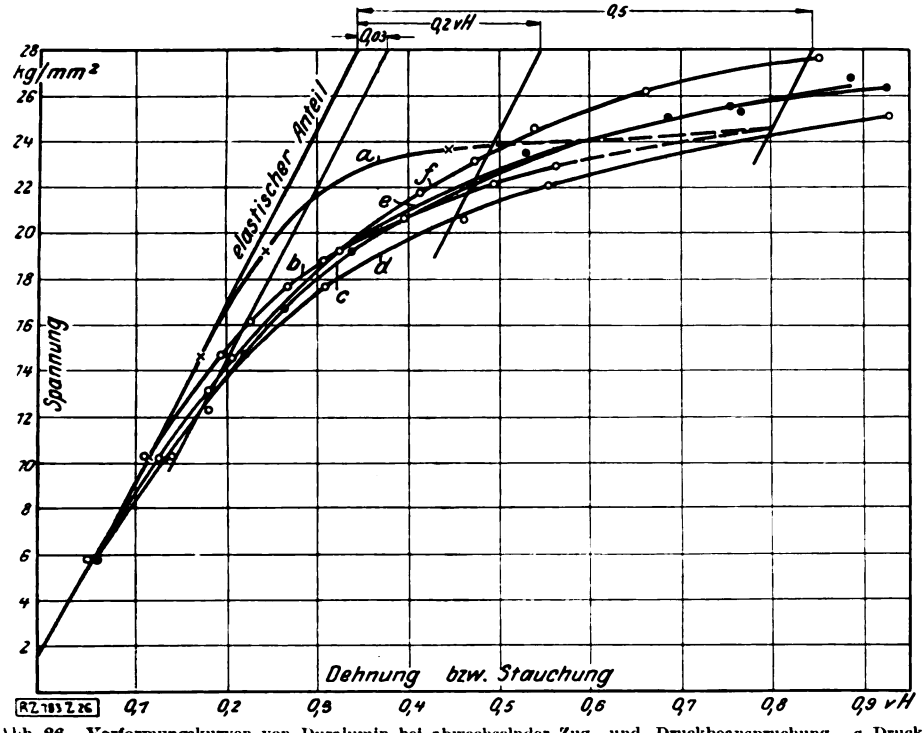


Abb. 26. Verformungskurven von Duralumin bei abwechselnder Zug- und Druckbeanspruchung. *a* Druckkurve des veredelten Stoffes, *b* Zug nach 0,163% Stauchung, *c* Druck nach 0,292% Dehnung. *d* Zug nach 0,611% Stauchung. *e* Druck nach 1,29% Dehnung. *f* Zug nach 2,42% Stauchung.

Durch das Auftreten der Verfestigung werden die beschriebenen Kurvenformen etwas verwischt, jedoch nicht so stark, als daß sie nicht bei jedem bisher untersuchten Stoff deutlich unterscheidbar sind.

Bei einem verformten Stoff kann also eigentlich von einer Elastizitäts- und Streckgrenze gar nicht gesprochen werden, da sie von der Art der Beanspruchung stark abhängig sind. So zeigt Abb. 25 die Zug- und Druckkurve von Abschnitten eines gezogenen Duraluminstabes. Die Zugkurve läuft zunächst wesentlich höher als die Druckkurve. Nehmen wir der Einfachheit halber eine entsprechende Abweichung von der elastischen Geraden (Elastizitätsmodul ≈7250 kg/qmm) als Maß für die bleibende Verformung an, so finden wir für Zug oder Druck die Elastizitätsgrenze $\sigma_{0,03}$ (0,03% bleibende Verformung) bei genügend hoher Anlaßtemperatur zusammenfallen. Die gemeinsame Kurve, Abb. 24 *d*, zeigt dann ein ähnliches Aussehen wie die Kurve des geglühten Werkstoffes, kann aber, da bei niedriger Glühtemperatur eine etwaige Verfestigung nur unvollkommen beseitigt wird, wesentlich höher verlaufen.

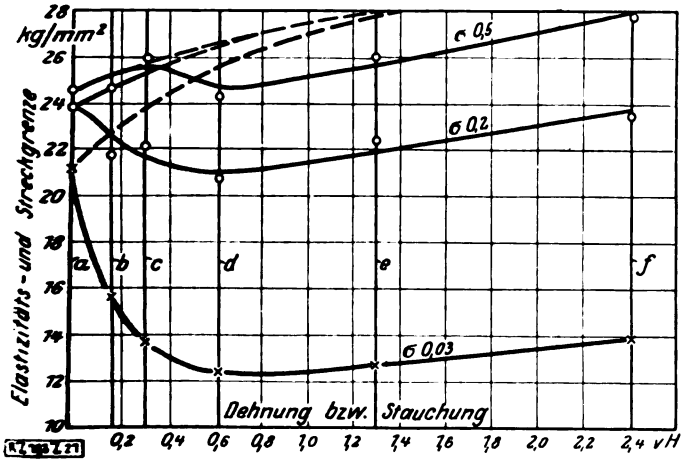


Abb. 27. Beeinflussung der Elastizitäts- und Streckgrenze von Duralumin durch vorangegangene Verformungen in entgegengesetzter Richtung. (Gestrichelt ist die Veränderung bei gleichgerichteter Beanspruchung eingezeichnet.) *a* Druck verdelt *b* Zug nach 0,163% Stauchung. *c* Druck nach 0,292% Dehnung. *d* Zug nach 0,611% Stauchung. *e* Druck nach 1,29% Dehnung. *f* Zug nach 2,42% Stauchung.

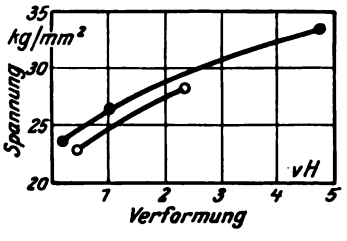


Abb. 28. Verfestigung von Duralumin (681 B) bei wechselnder Beanspruchung.

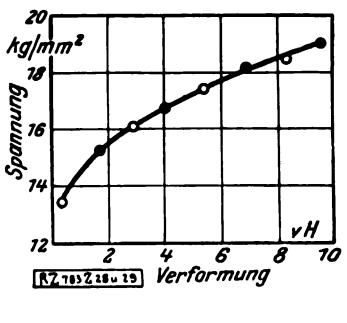


Abb. 29. Verfestigung von Messing (Ms 72) bei wechselnder Beanspruchung.

Durch Anlassen bei niedrigen Temperaturen nähern sich Zug- und Druckkurve wieder einander und können bei 27 oder 32 kg/qmm, die Streckgrenze $\sigma_{0,2}$ bei 35 oder 40,5 kg/qmm und $\sigma_{0,5}$ bei 39 oder 42 kg/qmm. Je nach der Richtung der Beanspruchung können also Unterschiede bis 20% und bei empfindlicheren Grenzen, etwa $\sigma_{0,001}$, noch wesentlich größere auftreten.

Bis zu welchem Grade diese Unsymmetrie bei geglühtem Duralumin unmittelbar nach einer Beanspruchung

Digitized by Google

anwachsen kann, zeigen Abb. 26 und 27. Die Versuche wurden so ausgeführt, daß ein Probestab abwechselnd durch Zug und Druck um wachsende Beträge (0,1%, 0,3%, 0,6%, 1,3%, 2,4%) verformt und jedesmal die Spannungs-Verformungskurven verfolgt wurden. Wie besondere Versuche gezeigt haben, ist der Verlauf einer solchen Kurve in Abb. 26 praktisch der gleiche, wie wenn die vorangegangene Verformung unmittelbar an geglühtem Werkstoff vorgenommen wurde. Durch einen bestimmten Verformungsbetrag wird also die Vorbehandlung, wenn sie in erheblich geringeren Verformungen besteht, beseitigt, d. h. nur hinsichtlich des allgemeinen Kurvenverlaufs, nicht aber in bezug auf die Höhe der Verfestigung. Diese schreitet vielmehr entsprechend Abb. 28 und 29 mit jeder Verformung weiter fort; bei Duralumin, Abb. 28, ist dabei im Gegensatz zu Messing, Abb. 29, der Widerstand gegenüber Druck etwas größer als gegenüber Zug.

Den Verformungskurven, Abb. 26, sind dann wieder die entsprechenden Abweichungen von der elastischen Geraden (Elastizitätsmodul $\sim$7700 kg/qmm) als Elastizitäts- und Streckgrenze entnommen und in Abb. 27 in Abhängigkeit vom vorangegangenen Verformungsbetrage (der in umgekehrter Richtung erfolgt war) aufgetragen. Zum Vergleich ist in Abb. 27 gestrichelt die Veränderung der Elastizitäts- und Streckgrenze bei gleichgerichteter Beanspruchung eingezeichnet. Abb. 27 ist zu entnehmen, daß die Elastizitätsgrenze $\sigma_{0,03}$ von Duralumin durch eine vorangegangene Verformung in einer der Prüfrichtung umgekehrten Richtung bis unter den halben Wert herabgedrückt werden kann, den sie bei Prüfung in der gleichen Richtung wie vorangegangen annimmt. Die größte Wirkung tritt bei etwa 0,7% ein; darüber steigt die Elastizitätsgrenze wieder infolge Verfestigung. Die Streckgrenzen $\sigma_{0,2}$ und $\sigma_{0,5}$ sind weniger beeinträchtigt, verhalten sich im übrigen gleichartig wie die $\sigma_{0,03}$-Grenze. Niedriger liegende Grenzen können bis auf Null herabgedrückt werden. Bei Messing wurden noch stärkere Unterschiede als bei Duralumin festgestellt.

Zur Erklärung der beschriebenen verwickelten Erscheinungen (Bauschingereffekt) ist Heyn[1] von der Vorstellung ausgegangen, daß jeder wirkliche Stoff aus verschiedenen harten Teilchen besteht. Bei einem solchen Verbundkörper würden zunächst allein die weicheren Teilchen fließen, bis die Elastizitätsgrenze der härteren erreicht ist. Wegen der ungleichmäßigen Spannungsverteilung müssen dann bei der Entlastung innere Spannungen zurückbleiben; und bei entgegengesetzter Beanspruchung muß frühzeitig Fließen einsetzen. Die Modellvorstellung (Federn in einer plastischen Masse) von Heyn erklärt also in der Tat das Auftreten des Bauschingereffektes.

Masing[2] hat dann zur Erklärung des Bauschingereffektes den Aufbau des Werkstoffes aus einem Haufwerk von Kristallen mit verschieden hohen Elastizitätsgrenzen herangezogen. Auf Grund dieser Vorstellung konnte er aus der ursprünglichen Kurve die Kurve bei entgegengesetzter Beanspruchung mit einiger Annäherung berechnen[1]. Die Versuche ergaben jedoch stets einen größeren Effekt, d. h. einen flacheren Kurvenverlauf als die Rechnung. Als Erklärung hierfür erwägt Masing auch die Möglichkeit, daß sich der einzelne Kristall einseitig verfestige.

Versuche an einzelnen Kristallen von Messing, die ich gemeinsam mit H. Shoji durchgeführt habe[2], ergaben nun überraschenderweise ähnliche große Effekte wie bei gewöhnlichen kristallinen Werkstoffen. Hierbei fällt noch besonders ins Gewicht, daß das Fließen bei Kristallen schon bei sehr geringen Spannungen ($\sim$2,5 kg/qmm) lebhaft einsetzt und die elastischen Formänderungen dann sehr gering sind. Die Bedeutung dieser Versuche liegt darin, daß ein Kristall nicht gut als ein Verbundkörper gedacht werden kann, eine Vorstellung, die für eine Erklärung des Bauschingereffektes auf Grund innerer Spannungen nicht zu umgehen ist. Auf der anderen Seite verhält sich der Bauschingereffekt gegenüber Temperaturerhöhungen so vollständig gleichartig den Reckspannungen, daß an einem Zusammenhang mit inneren Spannungen kaum gezweifelt werden kann. Eine Klärung dieser Widersprüche dürfte von erheblicher Bedeutung für unsere Vorstellung vom kristallinen Körper werden.

Mit dem Bauschingereffekt eng verknüpft ist wahrscheinlich auch die Veränderung der Elastizitätskonstanten durch Kaltverformung. Durch Anlassen auf niedrige Temperaturen wird nach den schon vor einiger Zeit abgeschlossenen Versuchen von Kuntze[3]) ebenfalls ein Anteil der Veränderung beseitigt, in ganz gleichartiger Weise wie beim Bauschingereffekt. Und zwar ist der Elastizitätsmodul, der auf übliche Weise gemessen wird, in der Regel auffallend niedrig, so daß anzunehmen ist, daß auch bei den kleinsten Belastungen durch die inneren Spannungen bleibende Verformungen hervorgerufen werden.

Die Reckspannungen und die inneren Spannungen, die für den Bauschingereffekt und die Beeinflussung des Elastizitätsmoduls verantwortlich gemacht werden, sind nicht der gleichen Art. Der Bauschingereffekt tritt auch dann nach Kaltverformungen auf, wenn Reckspannungen fehlen; wenn jedoch Reckspannungen nachweisbar sind, dürfte damit auch stets ein Bauschingereffekt verbunden sein. Dies erklärt sich dadurch, daß ein ungleichmäßiges Fließen in großen Bereichen, das zum Auftreten der Reckspannungen führt, vermieden werden kann. Dies ist z. B. bei Zugversuchen der Fall, wo nach einigen Messungen an Messing und Kupfer Reckspannungen nicht nachgewiesen werden konnten. Selbst nach Ausbildung einer schwachen Einschnürung lagen die beim Ausdrehen des Einschnürungsgebietes auftretenden Formänderungen noch innerhalb der Versuchsfehlergrenzen. Innere Ungleichmäßigkeiten, wie sie für das Auftreten des Bauschingereffektes verantwortlich gemacht werden,

[1] E. Heyn: Festschrift Kais.-Wilh.-Ges. 1921, S. 121; vgl. auch H. Hencky: Z. ang. Math. Mech. Bd. 4, S. 223. 1924.

[2] G. Masing: Wiss. Veröff. Siemens-Konz. Bd. 3, S. 231. 1924.

[1] G. Masing: Wiss. Veröff. Siemens-Konz. Bd. 5, S. 135. 1926; G. Masing und W. Mauksch: Wiss. Veröff. Siemens-Konz. Bd. 5, S. 142. 1926.

[2] G. Sachs und H. Shoji: Z. Physik Bd. 45, S. 776. 1927.

[3] W. Kuntze: Z. Metallkunde, Bd. 20, S. 64. 1928; W. Kuntze, G. Sachs und H. Sieglerschmidt: Z. Metallkunde, Bd. 20, S. 145. 1928.

Digitized by Google

sind dagegen im Mechanismus der Kristallverformung begründet und daher unvermeidlich.

Anderseits haben die Reckspannungen und der Bauschingereffekt eine sehr gleichartige Temperaturabhängigkeit gemeinsam. Nach größeren Verformungen werden z. B. bei Messing durch Anlassen auf 300° beide fast vollständig beseitigt. Dies ist die Hauptstütze der Auffassung, daß der Bauschingereffekt auf inneren Spannungen beruht. Auch röntgenographisch lassen sich sowohl bei gedehnten Kristallen als auch bei gezogenem Draht innere Spannungen nachweisen, die bei verhältnismäßig niedrigen Temperaturen unterhalb der Entfestigung und der Rekristallisation wieder verschwinden[1].

Es gibt aber wahrscheinlich noch andere Vorgänge, die ebenfalls mit inneren Spannungen zusammenhängen, aber in anderer Weise von der Temperatur beeinflußt werden. So konnten beim Erhitzen eines verdrehten Kupferstabes noch bis zu 700° hinauf Rückdrehungen festgestellt werden[2]. Dies scheint für die vielfach vertretene Aussicht zu sprechen, daß die Rekristallisation ihren Ursprung ebenfalls in inneren Spannungen hat[3]. Sie müßten jedoch wieder anderer Art sein als die hier besprochenen.

[1] A. E. van Arkel: Physica Bd. 5, S. 208. 1925; F. S. Goucher: Phil. Mag. (7) Bd. 7, S. 289. 1926; K. Becker: Z. Physik Bd. 42, S. 226. 1927; Frh. v. Göler und G. Sachs: Z. Metallkunde Bd. 19, S. 410. 1927.

[2] M. Polanyi und G. Sachs: Z. Metallkunde Bd. 17, S. 227. 1925.

[3] G. Masing: Z. Metallkunde Bd. 12, S. 457. 1920; M. Polanyi: Z. Metallkunde Bd. 17, S. 94. 1925; G. Sachs: Z. Metallkunde Bd. 17, S. 85. 1925; Bd. 18, S. 209. 1926; W. Feitknecht: J. Inst. Met. Bd. 35, S. 13. 1926 I.

Schließlich kann man heute das Verfestigungsproblem so weit als geklärt ansehen, daß die Entstehung von Trennungsflächen infolge der Zerteilung der Kristalle in Gleitschichten und das Zurückbleiben innerer Spannungen infolge der Verkrümmung der Gleitschichten die einzigen sichergestellten physikalischen Tatsachen sind, die zur Erklärung der Verfestigung herangezogen werden könnten[1]. Zwischen der Rekristallisation und der Verfestigung bestehen zwar zweifellos zahlreiche Zusammenhänge; aber beide gehen ihre eigenen Wege und lassen sich nicht miteinander verknüpfen[2].

Daher muß durchaus betont werden, daß eine befriedigende Deutung der Verfestigung durch die Entstehung von Trennungsflächen oder die Anwesenheit innerer Spannungen vorläufig nicht gelungen ist. Alle Versuche, eine andere Erscheinung aufzufinden, die in ihrer Verformungs- und Temperaturabhängigkeit der Verfestigung gleichläuft, sind bisher vergeblich gewesen.

Danach scheint, daß unsere heutige Vorstellung vom Kristallgitter noch einer wesentlichen Ergänzung bedarf, ehe die Verfestigung, und besonders auch noch der niedrige Gleit- und Trennungswiderstand der Kristalle gedeutet werden können. Die bedeutende Entwicklung der Atommechanik in jüngster Zeit läßt hoffen, daß auf diesem Weg eine Erklärung der bisher ganz rätselhaften Erscheinungen gelingen wird.

Die Ausführung der Versuche lag zum Teil in Händen von Herrn Böhme, dem für die Unterstützung bestens gedankt sei.

[1] G. Masing und M. Polanyi: Ergebn. exakt. Naturwissensch. Bd. 2, S. 177. 1923.

[2] R. Karnop und G. Sachs: Z. Physik Bd. 42, S. 283. 1927.

Innere Spannungen im Röntgenbild.

Von Frhrn. v. Göler und G. Sachs[1].

Nach der Untersuchung von van Arkel[2] lassen sich die in verformten Metallen vorhandenen inneren Spannungen mit Hilfe von Debye-Scherrer-Aufnahmen dadurch nachweisen, daß die Interferenzen höherer Ordnung der (um 0,2% verschiedenen) Wellenlängen $K\alpha_1$ und $K\alpha_2$ (Abb. 1, 20°) soweit verwischt sind, daß sie in eine diffuse Linie zusammenfließen. Dagegen ist das Gitter in geglühtem Material so sauber, daß die $K\alpha$-Strahlung scharf in ihre beiden Komponenten aufgespalten wird (Abb. 1, 1200°), wenn die Auflösung der Kamera groß genug ist (großer Durchmesser, dünner Draht, enger Spalt).

Van Arkel und nach ihm Goucher[3] führen die Verwischung des $K\alpha$-Dubletts auf innere Spannungen zurück, wie sie etwa bei Kupferlegierungen in nachträglichem Aufreißen und in der eigenartigen Erscheinung des Bauschingereffektes zur Auswirkung kommen[4].

K. Becker[1] glaubt dagegen aus einer umfangreichen Untersuchung den Schluß ziehen zu können, daß es sich bei diesem Röntgeneffekt um eine Erscheinung handelt, die der Verfestigung parallel läuft und darum als Erklärung für die Verfestigung herangezogen werden kann.

Da die bisherigen Arbeiten zur Entscheidung dieser Streitfrage nicht ausreichen, wurden einige Versuche an gezogenem Wolframdraht[2] durchgeführt. Es zeigt sich, daß in den Röntgenaufnahmen (Abb. 1) die zunehmende Glühtemperatur die Verwischung allmählich beseitigt, während die Zugfestigkeit nach Abb. 2 bis 640° sogar etwas ansteigt und dann erst langsam — in Übereinstimmung mit den Versuchen von Koref[3] — abfällt. Nach Glühen oberhalb 900° sind die in Abb. 1 wiedergegebenen Interferenzen sämtlich aufgespalten, obwohl die Verfestigung zunächst erst zu einem Bruchteil beseitigt ist. Ähnliches läßt sich aus einer Untersuchung

[1] Original: Z. Metallkunde Bd. 19, S. 410. 1927.

[2] A. E. van Arkel: Physica Bd. 5, S. 208/12. 1925; vgl. Naturwissensch. Bd. 13, S. 662. 1925.

[3] F. S. Goucher: Phil. Mag. (7) Bd. 2, S. 289/309. 1926.

[4] Vgl. G. Masing: Z. techn. Phys. Bd. 6, S. 569/73. 1925.

[1] K. Becker: Z. Physik Bd. 42, S. 226/45. 1927.

[2] Das Material ist freundlicherweise von Osram, G.m.b.H., Berlin, zur Verfügung gestellt worden.

[3] F. Koref: Z. Metallkunde Bd. 17, S. 213/20. 1925.

Digitized by Google

von Sekito[1] über die Breite der Röntgenlinien bei Kupferdraht schließen. Die bei 1200° geglühte Probe ist nach Abb. 1 rekristallisiert. Die Verwischung der Röntgeninterferenzen durch Kaltverformung hat also nichts mit der Verfestigung zu tun. Da auch Änderungen der Korngröße, die für den Röntgeneffekt verantwortlich gemacht werden könnten[2], bei niedrigen Glühtemperaturen unwahrscheinlich sind, kann der Zusammenhang zwischen Verwischung der Röntgenlinien und inneren Spannungen als sichergestellt gelten.

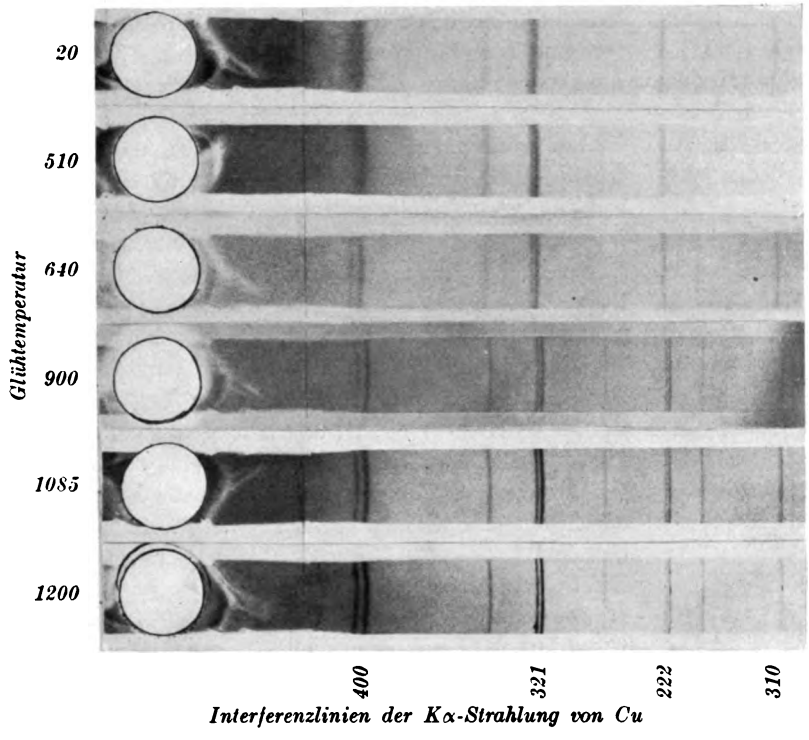


Abb. 1. Verwischung des $K\alpha$-Dubletts in Debye-Scherrer-Aufnahmen von Wolframdraht, der bei verschiedenen Temperaturen geglüht war $^9/_{10}$ nat. Größe.

Die Röntgenaufnahmen wurden mit Kupferstrahlung und einer Kamera von 11,8 cm Dmr. aufgenommen[3]. Der Film war nach dem Vorbild von van Arkel[1] außen angebracht und der Draht von 0,102 mm Dmr. durch zwei Düsen genau in der Achse der Kamera gespannt. Zur Ausblendung diente ein beweglicher Bleispalt, der auf 0,2 mm Breite und 2,5 mm Höhe eingestellt wurde. Der Film war so eingelegt, daß die Interferenzen in der Nähe des Einstichpunktes (des Röntgenstrahles in die Kamera), der nach Abb. 1 kreisförmig ausgeschnitten war, in die Mitte des Filmes zu liegen kamen. Es sind dies die Interferenzen höchster Ordnung, die mit Kupferstrahlung noch aufgenommen werden können. Abb. 1 zeigt diejenigen Interferenzen, die im Bild des höchsgeglühten Drahtes noch aufgespalten sind[2]. Die Aufspaltung beträgt bei der letzten $K\alpha$-Linie — 400 — rd. 1,3 mm. Das Ausglühen wurde in einer Atmosphäre von Stickstoff und Wasserstoff vorgenommen.

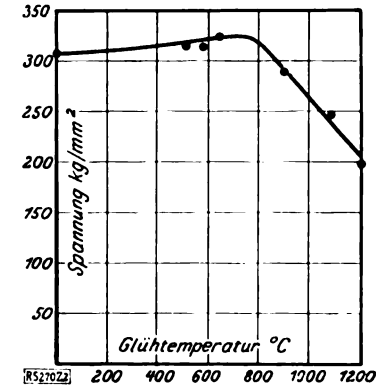


Abb. 2. Zugfestigkeit von gezogenem Wolframdraht (0,1 mm Dmr.) bei verschiedenen Glühtemperaturen.

Herrn P. Möller sind wir für die Mitwirkung bei den Versuchen zu Dank verpflichtet. Besonders zu danken haben wir der Notgemeinschaft der Deutschen Wissenschaften, mit deren Unterstützung die Untersuchung durchgeführt ist. [RS 270]

[1] S. Sekito: Science Rep. Tohoku Imp. Univ. Bd. 16, S. 343/55. 1927.

[2] P. Scherrer in Zsigmonda: Kolloidchemie, 3. Aufl., S. 387. Berlin 1920.

[3] Die Röhren wurden mit einer entgegenkommenderweise von R. Seifert & Co., Hamburg, zur Verfügung gestellten Isospektro-Analytanlage betrieben.

[1] A. E. van Arkel: Physica Bd. 6, S. 64/69. 1926.

[2] Einige schwächere Linien, die in Abb. 1 nicht beziffert sind, gehören der $K\beta$-Strahlung von Kupfer an.

Die elektrische Leitfähigkeit von Silberlegierungen.

Von **M. Hansen** und **G. Sachs**[1].

Von einer früheren Untersuchung[2] her lagen eine größere Zahl von Silberlegierungen in Drahtform vor, die unserer gegenwärtigen Kenntnis nach sämtlich Mischkristalle waren. Diese Drähte waren unter großen Schwierigkeiten hergestellt worden[3], und es erschien daher erwünscht, weitere Eigenschaften dieser Legierungen zu bestimmen. Zunächst wurden elektrische Messungen durchgeführt; ferner sind röntgenographische Untersuchungen begonnen worden.

Zur Bestimmung der Leitfähigkeit diente eine Thomsonbrücke von Siemens & Halske. Die Einspannvorrichtung wurde nach Puschin[1] von Mechaniker Ernst Timm, Berlin-Steglitz, hergestellt und befand sich in einem Vaselinöl-Thermostaten mit Rührwerk. Die Drähte sind von 1,8 mm Durchmesser auf 0,70 bis 0,72 mm

[1] Original: Z. Metallkunde Bd. 20, S. 151/152. 1928.

[2] F. Saeftel und G. Sachs: Z. Metallkunde Bd. 17, S. 155/61, 258/64, 294/98. 1927.

[3] F. Saeftel: Diss. Berlin, Techn. Hochschule 1925. — Herrn Dr.-Ing. F. Saeftel und Herrn Prof. Dr. W. Guertler, die uns das Material zur Verfügung gestellt haben, sprechen wir unseren besten Dank aus.

[1] N. Puschin: Z. anorg. Chem. Bd. 82, S. 50. 1913.

Digitized by Google

(Mittel aus 12 Messungen) herabgezogen und größtenteils bei 500° $^1/_2$ St. geglüht worden. Die Meßlänge war stets 60,32 mm, die Temperatur lag um 20° (s. Tabelle 1).

Die Ergebnisse der Messungen sind in Tabelle 1 und Abb. 1 und 3 zusammengestellt. Die Legierungen von Silber mit Mangan sind bisher nicht untersucht; von den übrigen Legierungsreihen liegen verschiedentlich Messungen vor[1], die durch unsere Messungen teilweise ergänzt, teilweise wiederholt werden. Unsere Werte stehen mit den höchsten bisher beobachteten in guter Übereinstimmung, so daß also das verwendete Material als verhältnismäßig rein und gut ausgeglüht angesprochen werden kann.

Tabelle 1. Elektrische Eigenschaften von Silberlegierungen.

Zusatz in Gew.-%	Zusatz in Atom-%	Temperatur °C	Elektr. Leitfähigkeit $k \cdot 10^4$ in $\frac{m}{Ohm \cdot mm^2}$	Elektr. Widerstand $\sigma \cdot 10^{-2}$ in $\frac{Ohm \cdot mm^2}{m}$	Zustand
0,76 Cd	0,73	21,25	52,46	1,91	geglüht[2]
3,97 „	3,82	„	34,48	2,90	„
9,62 „	9,27	„	24,44	4,09	„
11,91 „	11,50	„	22,42	4,46	„
14,43 „	13,94	„	20,84	4,80	„
17,07 „	16,51	„	19,57	5,11	„
23,70 „	22,97	„	17,67	5,66	„
26,92 „	26,12	„	16,87	5,93	„
28,22 „	27,40	„	16,79	5,96	„
14,43 „	13,94	„	19,12	5,23	hartgezogen[3]
1,07 Zn	1,76	20,0	37,82	2,64	geglüht
2,97 „	4,81	20,5	22,05	4,53	„
5,07 „	8,10	„	16,95	5,90	„
8,77 „	13,69	„	12,91	7,74	„
12,47 „	19,03	„	10,80	9,25	„
15,32 „	22,99	„	9,98	10,0	„
18,89 „	27,76	„	9,57	10,4	„
0,90 Mg	3,87	19,75	27,95	3,58	geglüht
1,73 „	7,25	„	20,16	4,96	„
2,40 „	9,84	„	17,65	5,67	„
1,26 Mn	2,45	20,0	20,51	4,88	geglüht
2,38 „	4,57	„	11,14	8,98	„
3,57 „	6,78	„	8,56	11,7	„
8,85 „	16,02	„	3,85	25,9	„
10,87 „	19,32	„	3,53	28,3	„
13,10 „	22,84	„	2,82	35,5	„
16,48 „	27,93	„	2,76	36,3	„
0,51 Sb	0,45	20,0	21,22	4,71	geglüht
1,43 „	1,27	„	9,66	10,4	„
4,02 „	3,58	„	4,23	23,7	„
0,51 „	0,45	„	19,88	5,03	hartgezogen
1,43 „	1,27	„	8,99	11,1	„
4,02 „	3,58	„	3,81	26,2	„
1,43 Al	5,46	20,0	9,19	10,9	geglüht
1,97 „	7,44	„	7,57	13,2	„
10,18 Sn	9,34	20,5	3,05	32,8	geglüht

Es wird vielfach auf die Beziehungen zwischen Härte (oder Festigkeit) und elektrischer Leitfähigkeit hingewiesen. Der Vergleich mit den Härtewerten, Abb. 2, die von Saeftel und Sachs bestimmt worden sind, läßt erkennen, daß die Reihenfolge der Kurven bei der Leitfähigkeit und der Härte etwa die gleiche ist. Eine Ausnahme machen nur die Mg-Ag-Legierungen, die eine große Härte aufweisen, in der Leitfähigkeit aber etwa

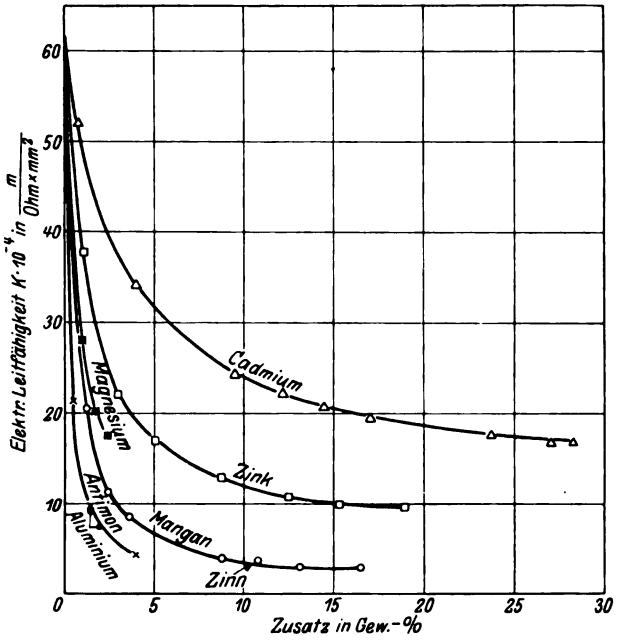


Abb. 1. Elektrische Leitfähigkeit von Silberlegierungen.

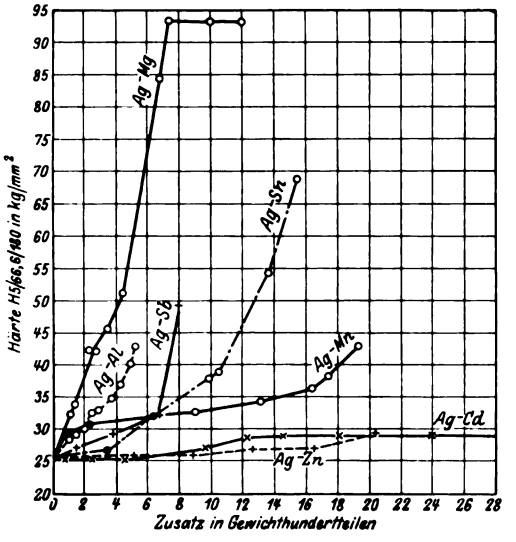


Abb. 2. Kugeldruckhärte von Silberlegierungen.

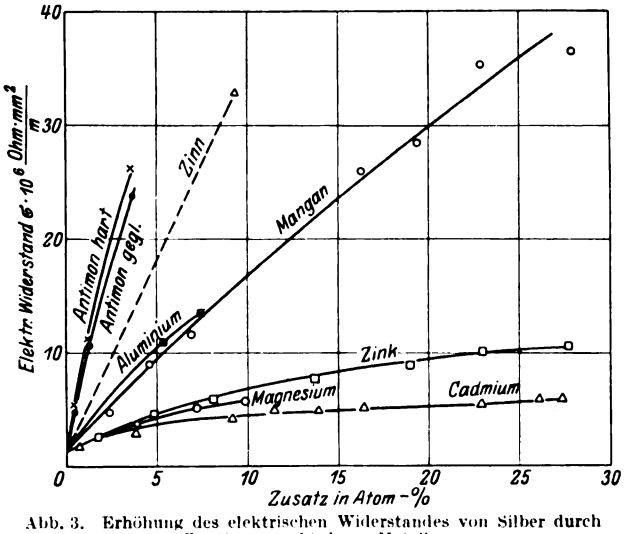


Abb. 3. Erhöhung des elektrischen Widerstandes von Silber durch Zusätze verschiedener Metalle.

[1] Vgl. A. Schulze: Die elektrische und Wärmeleitfähigkeit, Bd. II/6 der Metallographie von Guertler, S. 425, 427, 432, 456 u. 480. Berlin: Borntraeger 1926.

[2] 500°, $^1/_2$ St.

[3] Von 1,6 mm auf 0,7 mm = 88%.

Digitized by Google

in der Mitte der untersuchten Legierungsreihen liegen. Für die übrigen Stoffe geht die Härtung durch einen Zusatz ungefähr parallel der Widerstandserhöhung.

Schließlich sei noch der von Norbury[1] erwähnte Zusammenhang zwischen der Stellung der Elemente im periodischen System und ihrem Einfluß auf die elektrische Leitfähigkeit geprüft. In Abb. 3 sind die Widerstandswerte über der Zusammensetzung in Atomprozent aufgetragen. Entnimmt man Abb. 2 die Wirkung eines Zusatzes von 1 Atom-% der verschiedenen Stoffe, so zeigt sich entsprechend Tabelle 2 in Übereinstimmung mit Norbury, daß die Erniedrigung der elektrischen Leitfähigkeit um so größer ist, je weiter im periodischen System die Spalte, der das betreffende Zusatzelement angehört, von der Spalte Cu, Ag, Au entfernt ist. Bekanntlich stimmen die Elemente einer Spalte in der Anordnung ihrer äußeren Elektronen (Valenz-Elektronen) überein; und der Bau der äußeren Elektronenschale ist um so verschiedener, je weiter die Spalten im periodischen System voneinander entfernt sind. Danach ist es also in erster Linie der Bau der äußeren Elektronenschalen, der die Veränderung der elektrischen Leitfähigkeit und vielleicht auch der mechanischen Eigenschaften bestimmt.

[1] A. L. Norbury: Trans. Faraday Soc. Bd. 17, S. 251. 1921; Bd. 19, S. 586/600. 1924; J. Inst. Met. Bd. 33, S. 91/195. 1925 I; vgl. Z. Metallkunde Bd. 17, S. 173. 1925.

Tabelle 2. Widerstandserhöhung von Silber durch ein Atom-% verschiedener Stoffe.

Stoff	Atomgewicht	Spalte im periodischen System	Widerstandserhöhung
Ag	107,88	1	—
Cd	112,4	2	0,37
Mg	24,3	2	0,46
Zn	65,4	2	0,48
Mn	54,9	7	1,5
Al	27,1	3	1,8
Sn	118,7	4	(3,3)
Sb	120,2	5	7,0

Vergleicht man ferner die Wirkung von Magnesium Zink und Kadmium, die in der gleichen Spalte im periodischen System stehen, auf Silber, so sieht man, daß das dem Silber in der Ordnungszahl benachbarte Kadmium eine geringere Wirkung als Zink und Magnesium hat. Anderseits ist nach Norbury der Einfluß auf Kupfer beim Zink, das dem Kupfer benachbart ist, etwa ebenso groß wie beim Kadmium. Danach scheint es, als ob in zweiter Linie auch die Ordnungszahl der Elemente von Bedeutung ist für die elektrische Leitfähigkeit von Legierungen.

Zur Analyse der Stellite, Akrite und ähnlich zusammengesetzter Legierungen.

Von E. Deiß[1].

Für die Bearbeitung des Stahles und Eisens haben sich in den letzten Jahren die durch ihre hohen Leistungen bekanntgewordenen „Hartschneidlegierungen" mehr und mehr eingeführt[2]. Sie enthalten hauptsächlich Kobalt, Nickel, Chrom, Wolfram, Molybdän, Vanadin, aber nur verhältnismäßig wenig Eisen, sind also wesentlich verschieden von den ähnlichen Zwecken dienenden Schnelldrehstählen. Für die Untersuchung der Schnelldrehstähle, auch der hochlegierten, sind in den verschiedenen Untersuchungslaboratorien Verfahren in Anwendung, die sich jedoch nur bis zu einem gewissen Grade auch für die Analyse der Hartschneidlegierungen verwerten lassen. Dies hat seinen Hauptgrund in der meist unvollkommenen Löslichkeit der Legierungen beim Erhitzen mit Salzsäure.

Die nachstehend beschriebenen Verfahren haben sich besonders zur Ermittlung der gesamten Bestandteile bewährt; dazu ist nur eine geringe Menge Probematerial (etwa 5 bis 10 g) erforderlich.

Für die Bestimmung der einzelnen Bestandteile für sich lassen sich kürzere Verfahren anwenden, auf die aber hier nicht näher eingegangen ist. Über die dazu einzuschlagenden Wege hat der Chemikerfachausschuß des Vereins Deutscher Eisenhüttenleute in dem Bericht Nr. 51[3] (erstattet von E. Schiffer) eine sehr eingehende Arbeit veröffentlicht. Andere Verfahren sind von Cremer und Fetkenheuer[1] ausgearbeitet worden. Das von Wenger und Rogovine[2] zur Trennung von Eisen, Nickel, Mangan, Wolfram, Silizium angegebene Verfahren ist auf Hartschneidmetalle nicht anwendbar. Auf Grund des Verhaltens der feingepulverten Legierungen gegen konzentrierte Salzsäure sind zwei verschiedene Verfahren ausgearbeitet worden.

Das Verfahren I eignet sich für Proben, die sich beim Erhitzen mit Salzsäure in kurzer Zeit (2 bis 3 St.) zersetzen lassen. Verfahren II für solche, die von Salzsäure nicht oder nur schwierig angegriffen werden.

Verfahren I (für zersetzbare Legierungen).

Unter den „zersetzbaren Legierungen" sind im vorliegenden Fall solche Proben zu verstehen, die in Form feinsten Pulvers — die Legierungen besitzen neben ihrer Härte eine gewisse Sprödigkeit und lassen sich in einem Mörser aus hochprozentigem Wolframstahl pulvern — durch heiße konzentrierte Salzsäure bei anhaltendem Erhitzen so weit zersetzt werden, daß nach der Zersetzung nur grauschwarzes Wolframpulver, aber kein ursprüngliches Metallpulver mehr vorhanden ist.

Als eine derartige, durch Salzsäure zersetzbare Legierung erwies sich eine Akritprobe, bezeichnet I (vgl. die Analysen am Schluß der Arbeit). Die Analyse wurde in folgender Weise durchgeführt: Ein Gramm der aufs feinste gepulverten Probe wurde mit 25 ccm starker Salzsäure in einem 250 ccm fassenden Becherglas auf dem Asbestdrahtnetz längere Zeit erwärmt. Das Metall

[1] Original: Metall Erz Bd. 24 (N. F. 15), S. 537. 1927.
[2] Vgl. z. B. E. H. Schulz: Stahleisen Bd. 45, S. 945. 1925.
[3] Zu beziehen vom Verlag Stahleisen m. b. H., Düsseldorf, ... 27.

[1] Wiss. Veröff. Siemens-Konz. Bd. 5, H. 3, S. 199. 1927.
[2] Helvet. Chim. Acta Bd. 10, S. 242.

Digitized by Google

löste sich allmählich unter Wasserstoffentwicklung und Abscheidung eines feinen, amorph erscheinenden, grauschwarzen Metallpulvers, während die Lösung dunkelgrüne Farbe annahm. Als nach etwa einer Stunde die Einwirkung der Säure nachgelassen hatte, wurde die trübe Lösung in ein frisches Becherglas von 250 ccm Inhalt abgegossen und das zurückbleibende Metallpulver mit frischer Säure behandelt, solange noch Wasserstoffentwicklung und Grünfärbung der Säure eintrat.

Bei der genannten Probe war das Metallpulver nach wiederholter Salzsäurebehandlung verschwunden, die ganze Probe war zersetzt, d. h. in eine salzsaure Lösung übergeführt, die durch fein verteiltes unlösliches Wolfram getrübt war und sich zur weiteren Untersuchung gut eignete[1].

Wolframbestimmung. Die Lösung samt Niederschlag wurde zum Kochen erhitzt, durch Zugabe von 10 ccm konzentrierter Salpetersäure (1,40) oxydiert und eine Zeitlang weiter gekocht; dann wurde heißes Wasser zugesetzt und noch etwa 20 Min. im Sieden erhalten, wodurch das Wolfram in rein gelbe Wolframsäure überging. Die Wolframsäure wird nach Klärung und Abkühlung der Lösung abfiltriert und gründlich mit verdünnter Salzsäure ausgewaschen.

Man erhält bei dieser Arbeitsweise die Wolframsäure in ziemlich reinem Zustand, fast immer frei von Kieselsäure und Vanadin; sie enthält meist nur noch geringe Mengen Chrom, Eisen, Nickel, Kobalt, ist hingegen nicht molybdänfrei. Immerhin ist es bei der Reinheitsprüfung erforderlich, auf die Abwesenheit von Kieselsäure und Vanadin zu prüfen; die übrigen Verunreinigungen müssen sowieso ermittelt bzw. entfernt werden, damit sie mit der Hauptmenge jener Stoffe zusammen bestimmt werden können.

Das Filtrat von der Wolframsäure wird auf dem Wasserbad mehrmals mit Salzsäure zur Trockene verdampft, um Reste von Wolframsäure, sowie die Kieselsäure aus der Lösung abzuscheiden, die dann abfiltriert und der Hauptmenge Wolframsäure zugefügt werden. Die Wolframsäure- und Kieselsäureabscheidung wird vorsichtig in Platintiegel verascht und ergibt die Menge der rohen Wolframsäure, in welcher jetzt die verschiedenen vorhandenen Verunreinigungen ermittelt werden müssen.

Nachdem das Gewicht der rohen Wolframsäure (im Platintiegel) bestimmt ist, gibt man etwa 1 ccm Flußsäure und ebensoviel verdünnte Schwefelsäure hinzu, dampft zur Trockne und raucht die Schwefelsäure entweder im Doppeltiegel oder auf dem Finkenerturm fort. Der Rückstand wird gewogen; die Gewichtsabnahme ist als Kieselsäure anzusprechen und ergibt nach der Umrechnung den Siliziumgehalt der Legierung.

Da beim Abscheiden der Kieselsäure aus der salzsauren Lösung ein höheres Erhitzen über Wasserbadtemperatur hinaus vermieden werden muß, weil sonst leicht flüchtige Chloride (von Vanadin, Molybdän) verlorengehen können, so kann es vorkommen, daß die Kieselsäure nicht vollständig abgeschieden wird und der zurückgebliebene Rest bei der nachfolgenden Fällung von Molybdän mit dem Molybdänsulfid zusammen ausfällt. Daher muß letzteres auf Kieselsäure geprüft und die sich ergebende Menge der zuerst gefundenen zugerechnet werden.

Zur weiteren Reinigung der rohen Wolframsäure schließt man diese durch Schmelzen mit Natriumkaliumkarbonat auf. Die Schmelze wird mit Wasser gelöst, der Tiegel mit heißem Wasser gut ausgespült und die Lösung der Schmelze filtriert. Auf dem Filter verbleiben kleine Mengen von Oxyden (von Eisen, Nickel, Kobalt); diese werden mit dem Filter in dem nicht mit Säure gereinigten Platintiegel, der soeben zum Aufschließen diente, verascht und gewogen. Das Gewicht dieser Oxyde ist von der Menge der rohen Wolframsäure in Abrechnung zu bringen. Die Oxyde werden zur Weiterverwendung verwahrt. Die filtrierte Lösung des Wolframsäureaufschlusses wird in einem Meßkolben auf 250 ccm verdünnt; 100 ccm der Lösung werden mit Salzsäure angesäuert und nach Zugabe von $^1/_2$ g Jodkalium mit $^1/_{10}$-n-Thiosulfatlösung bis zum Verschwinden der durch geringe Mengen Chromat verursachten Gelbfärbung titriert. Der Thiosulfatverbrauch für die Gesamtmenge Lösung wird auf Chromoxyd berechnet und dessen Menge ebenfalls von dem Gewicht der rohen Wolframsäure abgezogen. Weitere 100 ccm der Wolframatlösung werden zur Bestimmung vorhandenen Molybdäns benutzt. Man säuert im Becherglas mit Phosphorsäure an, setzt dann Ammoniak im Überschuß hinzu und sättigt die Lösung mit Schwefelwasserstoff. Aus der so behandelten Lösung fällt man vorhandene Reste von Molybdän durch leichtes Ansäuern mit Salzsäure. Man sorgt durch kräftiges Rühren der schwach sauren Lösung, daß die vorhandene Molybdänsulfidabscheidung sich zusammenballt; sie wird dann abfiltriert, vorsichtig verascht und gewogen. Auch die Menge dieses Niederschlages wird auf die gesamte Lösung berechnet und von der verbliebenen Menge roher Wolframsäure in Abzug gebracht. Die Menge der reinen Wolframsäure ergibt sich aus der rohen Wolframsäure nach Abzug der gefundenen Mengen Kieselsäure, Oxyde, Chromoxyd, Molybdänsäure. Diese Reinigung der Wolframsäure ist zur Erlangung zuverlässiger Wolframwerte unerläßlich.

Das Filtrat von der Molybdänsulfidabscheidung wird mit etwas Schwefelsäure eingedampft, um den Schwefelwasserstoff zu zerstören; zur Prüfung auf Vanadin verdünnt man den Rückstand mit etwas Wasser und versetzt mit etwas Wasserstoffsuperoxyd. Sollten geringe Vanadinmengen zugegen sein, so bestimmt man diese am besten kolorimetrisch mit Hilfe einer Vergleichslösung bekannten Gehalts.

Molybdänbestimmung. Die Hauptmenge des Molybdäns befindet sich in dem Filtrat von der Wolfram-

[1] Auch Akritproben anderer Zusammensetzung konnten ohne besondere Schwierigkeit nach dem beschriebenen Verfahren in Lösung gebracht werden. Bei einer Probe blieb nach zwei- bis dreistündiger Behandlung mit Salzsäure in der Wärme ein merklicher Rückstand. Die Lösung wurde vom Ungelösten abgegossen, der Rückstand erneut mit Salzsäure unter Zusatz von etwas Wasserstoffsuperoxyd erhitzt. Der Rückstand ging nach kurzer Zeit in Lösung; die Lösung wurde mit der Hauptmenge vereinigt. Das weiter unten beschriebene Verfahren II wurde erst dann verwendet, wenn nach etwa dreistündiger Behandlung mit Salzsäure (und etwas H_2O_2) noch unangegriffenes Metall vorhanden war.

Digitized by Google

säure- und Kieselsäureabscheidung. Diese Lösung wird zur Entfernung überschüssiger Säure eingedampft, mit Wasser aufgenommen und durch Einleiten von Schwefelwasserstoff das Molybdän als Sulfid gefällt. Gleichzeitig mit dem Molybdän fällt vorhandenes Kupfer mit, auf das bei der Reinigung des Molybdänniederschlages Rücksicht genommen werden muß. Der Sulfidniederschlag wird abfiltriert, mit schwach salzsaurem Wasser ausgewaschen und dann vorsichtig im Porzellantiegel, der in einen größeren Porzellantiegel (wie bei der Bestimmung des Mangans als Sulfat) eingehängt ist, verascht und gewogen. Da die Molybdänsäure, wie dies gewöhnlich der Fall zu sein pflegt, nicht als reine, weiße Kristallmasse erhalten wird, sondern als mehr oder weniger verunreinigter Rückstand, so bedarf dieser einer Reinigung, wobei auf Kieselsäure, Kupferoxyd und Eisenoxyd (bzw. Nickel- oder Kobaltoxyd) Rücksicht zu nehmen ist.

Man behandelt die unreine Molybdänsäure im Tiegel mit Salzsäure in der Wärme, wobei Eisen, Molybdän und Kupfer in Lösung gehen; vom ungelöst bleibenden Teil filtriert man ab, wäscht gut aus und verascht im gewogenen Platintiegel. Die weiße Asche wird mit Flußsäure-Schwefelsäure abgeraucht und aus dem Gewichtsverlust der etwaige Rest Kieselsäure festgestellt, der mit der Kieselsäure aus der Wolframsäureabscheidung zusammen zur Berechnung des vorhandenen Gesamtsiliziums dient.

Aus der salzsauren Lösung der unreinen Molybdänsäure werden in folgender Weise Kupfer und Molybdän nacheinander gefällt: Die Lösung wird mit Ammoniak abgestumpft, schwach ammoniakalisch gemacht und das Kupfer durch tropfenweisen Zusatz einer etwa 2proz. Lösung von Natriumsulfid ausgefällt; man hört mit dem Zusatz von Natriumsulfid auf, sobald ein einfallender Tropfen in der Lösung keine braunen Schlieren mehr erzeugt. Durch Umrühren und Erwärmen bringt man das Kupfersulfid zum Zusammenballen. Das Kupfersulfid wird abfiltriert, mit stark verdünnter (farbloser) Ammoniumsulfidlösung ausgewaschen, verascht und gewogen. Das ammoniakalische Filtrat wird mit Schwefelwasserstoff gesättigt und durch Zusatz von Salzsäure in geringem Überschuß das Molybdän als Sulfid zur Ausscheidung gebracht. Das dabei erhaltene Filtrat vom Molybdänsulfid, das noch geringe Mengen von Eisen enthalten kann, wird eingedampft, mit Salpetersäure oxydiert, mit Salzsäure aufgenommen und daraus durch Ammoniak das Eisen gefällt, der Niederschlag verascht und mit dem Hauptfiltrat von der Molybdänfällung weiter verarbeitet. Das Molybdänsulfid wird unter den bekannten Vorsichtsmaßnahmen verascht und als MoO_3 gewogen[1].

Aufschluß. Das Filtrat von der Molybdänfällung, in dem die übrigen Metalle Chrom, Nickel, Kobalt, Vanadin, Eisen, Mangan usw. enthalten sind, wird folgendermaßen weiter behandelt: Es wird zusammen mit den vorher aus der rohen Wolframsäure und aus dem Molybdänniederschlag ausgeschiedenen Oxyden (bzw. deren Lösung in Salzsäure) in einer Platinschale unter Zusatz von etwas verdünnter Schwefelsäure eingedampft, die Schwefelsäure zum Schluß durch Erhitzen auf dem Finkenerturm und schließlich über freier Flamme vollständig verjagt. Die Oxyde läßt man erkalten, befeuchtet sie sodann mit wenig Wasser, gibt ein Stückchen (etwa 5 g) Ätznatron hinzu und bringt dieses durch vorsichtiges Erwärmen in Lösung; die Lösung wird rasch eingedampft, über freier Flamme geschwenkt, bis das Ganze wasserfrei geworden und geschmolzen ist und nach Zugabe einer Messerspitze voll Natriumsuperoxyd nochmals durchgeschmolzen. Die erkaltete Schmelze wird mit Wasser gelöst und das Ganze in ein Becherglas (von 250 ccm) gespült, in dem sich der Niederschlag in kurzer Zeit klar absetzt.

In Lösung befinden sich jetzt Chrom, Vanadin, Aluminium, während Nickel, Kobalt, Eisen, Mangan den Niederschlag bilden.

Chrom und Vanadin. Zur Bestimmung von Chrom und Vanadin wird ein aliquoter Teil des alkalischen Filtrats der Schmelze mit Salzsäure angesäuert, mit schwefliger Säure reduziert und der Überschuß an schwefliger Säure weggekocht. Nach Zugabe von wenig Mangansulfatlösung werden beide, Chrom und Vanadin, durch Ammoniak ausgefällt; der Niederschlag wird abfiltriert und im Nickeltiegel verascht. Der Rückstand wird danach mit Natriumkaliumkarbonat gemischt und ein durchbohrter Deckel mit Roseschem Einleitrohr aufgesetzt; der Inhalt des Tiegels wird unter Einleiten von Leuchtgas während einer halben Stunde im Schmelzfluß gehalten und danach im Leuchtgasstrom erkalten gelassen. Unter diesen Arbeitsbedingungen wird sämtliches Chrom in Oxyd übergeführt, während alles Vanadin in Vanadat übergeht, so daß sich beide Elemente quantitativ und mit großer Zuverlässigkeit voneinander trennen lassen. Nähere Angaben über dieses Trennungsverfahren finden sich in den Mitteilungen des Staatlichen Materialprüfungsamtes[1].

Aluminium. In einem weiteren aliquoten Teil der Chrom-Vanadinlösung wird auf das Vorhandensein von Aluminium geprüft. Die Lösung wird mit Schwefelsäure angesäuert, Ammoniumchlorid zugefügt und mit Ammoniak schwach ammoniakalisch gemacht. Beim Erhitzen der Lösung ausfallender Niederschlag wird abfiltriert, mit Salzsäure vom Filter gelöst und nochmals mit wenig Ammoniak gefällt. Durch Veraschen erhält man Tonerde; sollte diese noch durch Chrom gefärbt sein, so empfiehlt sich, nochmals den Tonerdeniederschlag im Eisentiegel mit Natriumsuperoxyd aufzuschließen, das Chrom zu titrieren und als Oxyd vom Gewicht des unreinen Tonerdeniederschlages in Abzug zu bringen.

Eisen, Nickel, Kobalt und Mangan lassen sich in zuverlässiger Weise wie folgt trennen und bestimmen: Der Niederschlag aus der alkalischen Schmelze wird mit starker Salzsäure vom Filter gelöst und die Lösung zur Verjagung überschüssiger Säure zur Trockne gebracht. Der Trockenrückstand wird mit Wasser aufgenommen, etwas Ammoniumazetat und wenige Tropfen verdünnter Essigsäure zugegeben und die Lösung kurz aufgekocht. Das dadurch ausgeflockte Eisenhydroxyd

[1] Über die Versuche, die zu diesem Trennungsverfahren von Kupfer und Molybdän geführt haben, wird noch eingehender an anderer Stelle berichtet werden.

[1] Mitt. Materialpr.-Amt Bd. 41, S. 64. 1923.

Digitized by Google

wird abfiltriert, ausgewaschen, in ein frisches Becherglas hineingelöst und nochmals gefällt. Das Eisenhydroxyd ist jetzt in der Regel rein; es wird entweder im Porzellantiegel verascht und als Oxyd gewogen (wenn es sich nur um kleine Mengen handelt); bei größeren Mengen empfiehlt sich Lösen des Eisenhydroxyds mit Salzsäure und titrimetrische Bestimmung nach einem der bekannten Verfahren (jodometrisch oder mit Permanganat).

Nickel und Kobalt. Die schwach essigsauren Filtrate vom Eisenhydroxyd werden etwas eingeengt; man fügt der Lösung noch etwas festes Ammoniumazetat hinzu und fällt Nickel und Kobalt aus der erwärmten Lösung durch Einleiten von Schwefelwasserstoff aus. Die Sulfide werden abfiltriert, Filtrat und Waschwässer nochmals mit Schwefelwasserstoff geprüft. (Das Filtrat von den Sulfiden dient zur Manganbestimmung.) Die Sulfide werden im Porzellantiegel verascht, mit Salzsäure und etwas Salpetersäure im bedeckten Tiegel in Lösung gebracht und nunmehr das Nickel aus der neutralisierten und wieder mit Essigsäure schwach angesäuerten Lösung mit einem reichlichen Überschuß an Dimethylglyoximlösung gefällt. Die Nickelfällung wird durch einen gewogenen Porzellanfiltertiegel abfiltriert und als Dimethylglyoximnickel zur Wägung gebracht. Das Filtrat wird auf Reste Nickel geprüft und sobald es nickelfrei ist, in einer Porzellanschale eingedampft; der Abdampfrückstand wird zur Zerstörung des Dimethylglyoxims mit konzentrierter Salpetersäure zur Trockne gebracht. Nach Verdünnen mit Wasser wird das Kobalt als Sulfid aus schwach essigsaurer Lösung gefällt; der Niederschlag wird abfiltriert, im gewogenen Porzellantiegel mit Salzsäure und Salpetersäure abgeraucht. Das Kobalt wird schließlich als Sulfat gewogen.

Das Mangan aus den gesammelten Filtraten der Kobalt- und Nickelfällung wird mit Brom und Ammoniak abgeschieden. Der abfiltrierte Niederschlag wird im gewogenen Porzellantiegel verascht, die Manganoxyde werden mit Salzsäure in Lösung gebracht und das Mangan nach Abrauchen der Lösung mit Schwefelsäure in bekannter Weise in das Sulfat übergeführt.

Kohlenstoff. Die Bestimmung des Kohlenstoffgehaltes der fein gepulverten Legierungen durch Verbrennen mit Sauerstoff im elektrisch geheizten Ofen und Wägung des entstandenen Kohlendioxyds ergibt in jedem Falle brauchbare Werte, gleichgültig, ob die Verbrennung mit oder ohne Zuschlag vorgenommen wird. Während der Verbrennung muß die Temperatur etwa 20 Minuten lang auf 1200° gehalten werden.

Verfahren II.

Eine andere Probe (Akrit II) ergab aber beim Versuch, die Einwage mit Salzsäure zu zersetzen, einen erheblichen Rückstand von ungelöstem Metallpulver, so daß ein anderer Weg zur Untersuchung dieses Metalls eingeschlagen werden mußte.

Am nächstliegenden ist es, mehrere Proben von 1 g in Eisen- und Nickeltiegeln mit Natriumsuperoxyd und Natriumkarbonat zu schmelzen und nach Auslaugen des Aufschlusses den abfiltrierten Rückstand nochmals in der gleichen Weise im gleichen Tiegel aufzuschließen, um sicher zu gehen, daß alles Material aufgeschlossen ist. Man erhält dabei:

die vereinigten, alkalischen Filtrate von jeder Einwage zur Bestimmung von Si, Cr, W, V, Mo (Cu) und Al,

und auf dem Filter bleibende Rückstände, von denen die im Eisentiegel aufgeschlossenen zur Bestimmung von Nickel und Kobalt und die aus dem Nickeltiegelaufschluß kommenden zur Bestimmung von Eisen und Mangan benutzbar sind.

Die Trennung und Bestimmung der Metalle Fe, Mn, Ni, Co und Cu im Rückstand kann in der gleichen Weise geschehen wie beim Verfahren I. Für die Trennung und Bestimmung der im alkalischen Filtrat vorhandenen Metallsäuren und Metalle muß aber wegen der Anwesenheit von Wolfram ein anderes Verfahren verwendet werden, als bei I angegeben.

Bestimmung des Wolframs. Die Abscheidung der Wolframsäure wird am besten so durchgeführt, daß das alkalische Filtrat in starke, heiße Salzsäure (1,12) eingetragen wird, die in einem geräumigen Becherglas (von 800 ccm) zum Kochen erhitzt wird (nicht umgekehrt). Die Wolframsäure scheidet sich als gelber Niederschlag aus. Danach verdünnt man die Lösung und hält sie bei aufgedecktem Uhrglas etwa 20 Min. am Kochen. Nach dem Abkühlen und Absitzen der Wolframsäure wird filtriert. Die Wolframsäure enthält kaum nennenswerte Mengen Kieselsäure, Chrom oder Vanadin, jedoch leicht etwas Molybdän. Im Filtrat sind meist noch kleine Mengen Wolframsäure, die beim Eindampfen und Eintrocknen der Lösung bei etwa 120° zusammen mit der Kieselsäure abgeschieden werden. Nötigenfalls wird das Filtrat in gleicher Weise nochmals auf Wolframsäure geprüft.

Man verascht die Hauptmenge der Wolframsäure im Platintiegel, fügt den Rest Wolframsäure mit der Kieselsäure hinzu und verascht sie ebenfalls; dann wird mit Flußsäure-Schwefelsäure abgeraucht und aus der Gewichtsabnahme die Menge der Kieselsäure ermittelt. Der Wolframsäurerückstand wird weiter auf seine Verunreinigungen untersucht, wie bei Verfahren I angegeben.

Die Bestimmung der übrigen Bestandteile kann nunmehr in der gleichen Weise weitergeführt werden. wie bereits beim Verfahren I beschrieben ist.

Analysenergebnisse.

	Probe I untersucht nach Verfahren I %	Probe II untersucht nach Verfahren II %
Kohlenstoff	0,91	3,38
Silizium	0,93	0,90
Wolfram	8,71	15,10
Chrom	26,45	28,07
Eisen	11,02	2,20
Nickel	18,54	9,10
Kobalt	19,84	37,87
Vanadin	9,04	0,15
Molybdän	4,39	2,99
Kupfer	0,11	0,14
Mangan	0,12	0,12
Aluminium	fehlt	0,30

Bei der Durchführung der Analysen und der Ausarbeitung der Teilverfahren hat Herr Noack wertvolle Dienste geleistet.

Digitized by Google

Die Bestimmung von Lithium in Scleronmetall und ähnlichen Aluminiumlegierungen.

Von **E. Schürmann** und **W. Böhm**[1].

Neben dem Duralumin gehört heute zu den bekanntesten der veredlungsfähigen Legierungen das Skleronmetall, eine Metallegierung, die außer den für die Herstellung von Aluminiumlegierungen bereits bekannten und in verschiedenen Kombinationen benutzten Bestandteilen, wie Kupfer, Zink, Nickel, Mangan, Silizium, auch das seltenere Alkalimetall Lithium enthält. Die Summe der jeweils zugesetzten Komponenten beträgt mindestens 5%, höchstens 15%, so daß der Aluminiumgehalt in keinem Falle weniger als 85% ausmacht. Der Gehalt an Lithium ist schwankend, jedenfalls sehr gering; er beträgt im allgemeinen weniger als 0,1%.

In solchen Legierungen gestaltet sich die genaue Ermittelung des Gehaltes an Lithium insofern recht zeitraubend, weil mit Rücksicht auf den geringen Lithiumgehalt nicht nur größere Einwaagen in Arbeit genommen werden müssen, sondern auch vorwiegend deshalb, als bei der aufeinanderfolgenden Abscheidung der einzelnen Legierungsbestandteile immer dann diese Niederschläge lithiumhaltig ausfallen, sobald in ammoniakalischer Lösung gearbeitet wird. Die Verwendung fixer Alkalien verbietet sich im vorliegenden Falle für die Abtrennung der Stoffe von selbst.

In einer früheren Arbeit[2] ist nun gezeigt worden, wie es möglich ist, z. B. im Reinaluminium mit geringem Gehalt an Natrium bzw. Lithium die Alkalien einwandfrei von größeren Aluminiummengen abzutrennen und zu bestimmen. Diese Arbeitsweise ist auch für die Untersuchung von Skleronmetall auf den Gehalt an Lithium geeignet; gelingt es doch so, selbst mit größeren Einwaagen das Aluminium aus seiner Auflösung vollkommen frei von Lithium herauszuschaffen.

Grundlagen des Verfahrens I. Bekanntlich beruht diese Abscheidung auf der Ausfällung als Aluminiumchlorid aus einer salzsauren Lösung durch Einleiten von Salzsäuregas. Umständlicher ist die Entfernung der anderen Bestandteile, wie Zink, Eisen, Mangan, während Kupfer und Silizium in dieser Hinsicht keine Schwierigkeiten bereiten. Angesichts der kleinen Lithiumgehalte sind für deren zuverlässige Bestimmung mindestens 20 g als Einwaage zu verwenden. Da das Skleronmetall etwa 13% Zink enthält, so würden bei 20 g Einwaage 2,6 g Zink, als Metall berechnet, auszufällen sein. Der gewöhnliche Weg, das Zink mit Schwefelwasserstoff niederzuschlagen, ist wegen der schleimigen Beschaffenheit und schlechten Filtrierbarkeit des Schwefelzinks nicht gangbar, abgesehen davon, daß dieser erhebliche Niederschlag nicht quantitativ auszuwaschen ist. Auch die elektrolytische Abscheidung ist nicht zweckmäßig, weil für diesen Prozeß erhebliche Salzmengen dem Elektrolyten hinzugesetzt werden müssen, deren Entfernung später Schwierigkeiten bereiten würde. Nun gibt aber Zinksalz in schwachsaurer Lösung mit Oxalsäure einen körnigen, leicht filtrierbaren Niederschlag, der allerdings nicht das gesamte Zink enthält. Bei der Gegenwart von Lithium ist das gefällte Zinkoxalat und das hierbei ebenfalls mitausfallende Kupferoxalat, obwohl in schwachsaurer Lösung gearbeitet wird, merkwürdigerweise stets lithiumhaltig. Da das in dem Niederschlag enthaltene Lithium sich nicht durch Digerieren mit verdünnter Salzsäure ausziehen läßt, so bleibt nichts anderes übrig, als die Fällung zu wiederholen. Zu diesem Zwecke wird das Filter samt dem Niederschlag in einem geräumigen Rundkolben durch Kochen mit Schwefelsäure und Salpetersäure zerstört und die erhaltene schwefelsaure Lösung zunächst zur Entfernung des Kupfers elektrolysiert. Der Elektrolyt wird sodann eingedampft, die überschüssige Schwefelsäure durch Erhitzen verjagt, der Rückstand mit Wasser aufgenommen und aus der Lösung Zink in gleicher Weise wie vorher mit Oxalsäure gefällt. Der jetzt erhaltene Zinkniederschlag ist frei von Lithium. Aus den Filtraten der Oxalsäurefällung werden nach Zerstörung der Oxalsäure wie vorher die letzten Reste des Zinks aus essigsaurer oder ameisensaurer Lösung durch Einleiten von Schwefelwasserstoff abgeschieden. In diesem Schwefelzink ist durch die Spektralanalyse kein Lithium nachzuweisen. Aus dem Filtrate der Zinkfällung sind noch herauszuschaffen kleine Mengen von Aluminium, ferner Eisen und Mangan. Die Ausfällung dieser Stoffe auf einmal mittels Ammoniak und Wasserstoffsuperoxyd führt nicht zum Ziele, auch nicht durch wiederholte Umfällung, da der bei der Verarbeitung von 20 g Skleron entstehende große Niederschlag stets Lithium enthält. Dagegen lassen sich Aluminium und Eisen lithiumfrei nach dem Wiederauflösen des Ammoniak-Wasserstoffsuperoxyd-Niederschlages in Salzsäure durch die Azetatmethode abtrennen und das Mangan in der Hauptmenge im Filtrat hiervon mittels der Elektrolyse aus essigsaurer Lösung. Nach Beendigung der Elektrolyse wird der Elektrolyt mit dem Filtrat der Ammoniak-Wasserstoffsuperoxyd-Fällung vereinigt, die Lösung eingedampft und die Ammonsalze vorsichtig verjagt. Der Rückstand enthält das gesamte Lithium und immerhin noch geringe Anteile von Aluminium, Mangan und, da Aluminium häufig Kalzium enthält, auch dieses Metall. Diese letzten Anteile fällt man gemeinsam durch Ammoniak, Wasserstoffsuperoxyd und Hinzufügen von etwas Ammoniumoxalat zur Entfernung des Kalziums aus. Ergibt die Prüfung dieses jetzt nur geringfügigen Niederschlages nach dem Lösen in Salzsäure noch die Lithiumreaktion, so ist die Fällung zu wiederholen. Diese kleinen Niederschläge lassen sich auf diese Weise frei von Lithium erhalten. Die Filtrate beider Fällungen werden eingedampft, die Ammonsalze wiederum durch vorsichtiges Erhitzen ausgetrieben und der Rückstand schließlich geglüht. Er enthält das Lithium und stets etwas Natrium in Form der Sulfate. Das Natrium stammt wohl z. T. aus dem Aluminium, welches selten frei von Natrium ist, z. T. wird es im Laufe der Analyse durch die zur Verwendung gelangenden Reagentien hineingearbeitet worden sein. Die Trennung der Alkalien erfolgt nach der Überführung der

[1] Original: Chem.-Zg. Bd. 51, S. 677. 1927.
[2] Chem.-Zg. 1924, S. 97/98.

Digitized by Google

Sulfate in Chloride gemäß dem bekannten Verfahren von Gooch. Nähere Einzelheiten der Methode sind in dem nun folgenden genauen Analysengang auseinandergesetzt.

Verfahren I. Zur Prüfung des Verfahrens (Verfahren I) wurden Lösungen mit bestimmtem Gehalt von den hier in Frage kommenden Metallen hergestellt und jeweils so viel Anteile den einzelnen Lösungen entnommen, als ihrem Prozentgehalt im Skleron bei 20 g Einwaage entspricht. Die Zusammensetzung der Skleronlegierung wird etwa folgendermaßen angenommen (in %): 3 Cu, 12 Zn, 0,5 Fe, 0,8 Mn, 0,05 bis 0.3 Li und der Rest Al.

Für die Zusätze bestimmter Lithiummengen diente eine Chloridlösung, die im Liter 6,055 g Lithium enthielt. Angesetzt wurden 4 Versuche, denen 2, 4, 8 und 12 ccm der Lithiumlösung zugesetzt wurden, so daß also

Versuch 1 . . . 0,0121 g Lithium,
„ 2 . . . 0,0242 g „
„ 3 . . . 0,0484 g „
„ 4 . . . 0,0726 g „ enthält.

Die etwa 400 ccm betragende Lösung der Chloride wird mit Salzsäuregas gesättigt, wobei sich die Hauptmenge des Aluminiums als dichter, leicht filtrierbarer Kristallbrei in Form von Aluminiumchlorid abscheidet. Die überstehende, stark salzsaure Lösung wird nach dem Absetzen des Aluminiumsalzes abgegossen, der Rückstand mit einer hinreichenden Menge starker Salzsäure (spez. Gew. 1,19) durchgerührt und nach der Klärung werden beide Flüssigkeiten filtriert. Hierfür eignen sich vorzüglich Glasfiltertiegel von Schott & Gen. Das Auswaschen des Kristallbreies erfolgt mit Salzsäure, D. 1,19. Nach dem Wiederauflösen der Kristalle in Wasser wird dann noch einmal in gleicher Weise das Aluminium mit Salzsäuregas abgeschieden. Nunmehr ist so lange mit Salzsäure nachzuwaschen, bis die Aluminiumchloridkristalle rein weiß aussehen und die ursprünglich gelblich-grün gefärbte Lösung vollkommen aus dem Niederschlag verdrängt ist. In dem Niederschlag ist jetzt spektralanalytisch kein Lithium mehr nachweisbar. Die vereinigten Filtrate der Salzsäurefällung werden unter Vermeiden des Spritzens auf ein etwa 100 ccm betragendes Volumen eingeengt und in die Lösung zwecks Abscheidung weiterer Aluminiummengen nochmals Salzsäuregas eingeleitet. Eine Umfällung der jetzt noch ausfallenden Aluminiumchloridanteile ist nach dem Abfiltrieren und Auswaschen nicht mehr erforderlich. Das Filtrat wird, soweit als angängig, eingedampft, die freie Salzsäure durch wiederholte Zugabe von Wasser und Wiedereindampfen möglichst weitgehend ausgetrieben, der Rückstand mit Wasser aufgenommen und in der Wärme das Zink und Kupfer mit einer Auflösung von 5 g Oxalsäure gefällt. Die gefallten Oxalate werden nach kurzem Stehenlassen filtriert, mit Wasser ausgewaschen, sodann Filter samt Niederschlag in einem Rundkolben von 500 ccm mit konz. Schwefelsäure und unter vorsichtigem Zugeben von konz. Salpetersäure unter starker Erhitzung so lange behandelt, bis die Flüssigkeit nicht mehr schäumt, sondern gleichmäßig siedet; ein Zeichen dafür, daß der Oxydationsvorgang beendet ist. Nach dem Erkalten wird mit Wasser verdünnt und das Kupfer aus der Lösung elektrolytisch niedergeschlagen. Nach dem Eindampfen des Elektrolyten verjagt man die freie Schwefelsäure durch Erhitzen auf dem Sandbade. Die Fällung mit Oxalsäure muß, um den Zinkniederschlag lithiumfrei zu bekommen, wiederholt werden. Die Filtrate der beiden Oxalsäurefällungen werden vereinigt eingedampft, die Oxalsäure mit Schwefel-Salpetersäure oxydiert und der Überschuß an Schwefelsäure durch Erhitzen ausgetrieben. Der Rückstand wird mit Wasser aufgenommen und der Rest des Zinks in ameisensaurer oder schwach schwefelsaurer Lösung durch Schwefelwasserstoff als Schwefelzink gefällt. Aus dem Filtrat kocht man den Schwefelwasserstoff fort, fällt Eisen, Aluminiumreste und Mangan in der Hitze mit Ammoniak-Wasserstoffsuperoxyd und wäscht heiß mit Wasser aus. Die salzsaure Lösung dieses stets Lithium enthaltenden Niederschlages muß nach dem Vertreiben eines etwaigen Überschusses an Salzsäure nach dem Azetatverfahren in bekannter Weise behandelt werden, um den Niederschlag frei von Lithium zu erhalten. Aus dem Filtrat wird nach dem Einengen die Hauptmenge des Mangans elektrolytisch abgetrennt. Der mit dem inzwischen eingedampften Filtrate der Ammoniakfällung in einer Platinschale vereinigte Elektrolyt wird eingedampft, der Rückstand im Luftbade zur Staubtrockne gebracht und die Ammonsalze durch Erhitzen ausgetrieben. Die zurückbleibenden Sulfate werden darauf in Wasser und einigen Tropfen Salzsäure gelöst und die Lösung mit Ammoniak-Wasserstoffsuperoxyd behandelt. Es ist unerläßlich, den hierbei entstehenden geringen Niederschlag nach dem Abfiltrieren und Auswaschen nochmals in bekannter Weise auf den etwaigen Gehalt an Lithium zu untersuchen und gegebenenfalls nochmals umzufällen. Die Filtrate werden vereinigt, getrocknet und der Rückstand schwach geglüht. Er besteht nunmehr aus den Sulfaten der Alkalien, gegebenenfalls mit Spuren von Magnesium. Für ihre Trennung nach der Methode von Gooch ist es notwendig, sie in ihre Chloride überzuführen. Man versetzt zu diesem Zwecke ihre Auflösung in Wasser in der Wärme mit einer Lösung von essigsaurem Blei, filtriert nach dem Absetzen das sich bildende schwefelsaure Blei und entfernt in dem Filtrat das überschüssige Blei mit Schwefelwasserstoff. Das Filtrat vom Schwefelblei wird unter Zusatz von Salzsäure eingedampft und die schließlich erhaltene konzentrierte Lösung mit Amylalkohol behandelt; die amylalkoholische Lösung des Lithiumchlorids wird abgedampft, dieses durch Zusatz von Schwefelsäure in Sulfat übergeführt, der Rückstand geglüht und gewogen. Das bis zur Gewichtskonstanz geglühte Lithiumsulfat ist nunmehr noch auf Reinheit zu prüfen. Die Auflösung in Wasser darf weder mit Ammoniak (Aluminium), noch mit Ammoniak und Wasserstoffsuperoxyd (Mangan) einen Niederschlag erkennen lassen. Ist dies der Fall, also weder Aluminium noch Mangan vorhanden, so könnte jetzt nur noch Magnesium zugegen sein. Bei dem Vorhandensein von Magnesium zeigt sich nach kurzer Behandlung der Lösung mit Natronlauge in der Wärme eine leichte Ausflockung, die zu filtrieren ist. Die geringe, aus Magnesiumhydroxyd bestehende Ausfällung wird in Salzsäure gelöst und das Magnesium mit Ammoniumphosphat gefällt. Die als Magnesiumpyrophosphat gewogene Magnesia wird auf Magnesiumsulfat umgerechnet und von dem gefundenen Wert des Lithiumsulfates in Abzug gebracht.

Bei sachgemäßer und sorgfältiger Durchführung des beschriebenen Verfahrens werden hinreichend zuverlässige Werte für Lithium erhalten, wie die nachstehende Tabelle zeigt:

Tabelle 1.

Versuch Nr.	Angewandt Li in g	Gefunden	
		Li_2SO_4 in g	entspr. Li in g
1	0,0121	0,0932	0,0118
2	0,0242	0,1833	0,0231
3	0,0484	0,3747	0,0473
4	0,0726	0,5703	0,0720

Ein Nachteil der beschriebenen Methode ist jedoch die verhältnismäßig große, für die Analyse erforderliche Zeit, so daß sie für die Technik, die auf Erzielung schneller Analysenresultate Wert legen muß, wohl nur in seltenen Fällen herangezogen werden wird. Wir trachteten daher danach, ein anderes, schneller zum Ziele führendes und für praktische Verhältnisse anwendbares Untersuchungsverfahren aufzufinden. Es kam darauf an, die vielen Umfällungen und die Verwendung verschiedenartigster Reagentien zur Entfernung der die Legierung bildenden Bestandteile zu umgehen und, wenn möglich, sämtliche Stoffe in einer Operation aus der Auflösung

Digitized by Google

der Legierung herauszuschaffen. Das ist nun mit einer kleinen Einschränkung auch gelungen, wie im weiteren (Verfahren II) auseinandergesetzt werden soll.

Grundlagen des Verfahrens II. Die Chloride der hier in Frage stehenden Metalle, Kupfer, Aluminium, Zink, Eisen und Mangan, setzen sich in ihrer schwach salzsauren Auflösung mit frisch gefälltem Silberoxyd oder Silberkarbonat vollständig um, indem die Oxyde bzw. Karbonate der einzelnen Metalle und unlösliches Silberchlorid gebildet werden. Die Reaktion, in der Wärme ausgeführt, ist in fast allen Fällen quantitativ, oder doch so weitgehend, daß, wenn überhaupt, nur noch Spuren der betreffenden Metalle im Filtrate nachweisbar sind, die mit Leichtigkeit herausgeschafft werden können. Der aus den Oxyden bzw. Karbonaten der Metalle und aus Silberchlorid bestehende Niederschlag setzt sich rasch ab und ist leicht filtrier- und auswaschbar. Allerdings enthält der Niederschlag, je nach dem Lithiumgehalt der Legierung, mehr oder weniger Lithium. Beträgt der Lithiumgehalt nicht mehr als 0,1%, so kann man sich auf die einmalige Ausfällung der Metalle beschränken; die im Niederschlag verbleibenden Lithiummengen sind so gering, daß sie für praktische Verhältnisse unter Berücksichtigung von 20 g Einwaage außer Betracht bleiben können. In keinem der angestellten Versuche betrug der im Niederschlag zurückbleibende Gehalt an Lithium mehr als 0,005% oder, auf den Lithiumwert bezogen, rund 0,45%. Überschreitet hingegen der Prozentgehalt der Legierung an Lithium den Wert von 0,1%, so muß die Fällung wiederholt werden. Diese Fällung beansprucht indessen nicht viel Zeit und ist rasch ausführbar. Zu diesem Zwecke werden die Oxyde (Karbonate) mit Salzsäure zersetzt, vom unlöslichen Chlorsilber abfiltriert und das Filtrat eingedampft. Nach dem Aufnehmen mit Wasser wird die Lösung in gleicher Weise wie vorher behandelt. Die vereinigten Filtrate werden eingedampft, der Rückstand mit Salzsäure aufgenommen, mit Wasser verdünnt und von den sich hierbei bildenden und immer vorhandenen geringen Mengen Chlorsilber abfiltriert. Die Gegenwart von Silber im Filtrat bei Verwendung von Silberoxyd als Fällungsmittel rührt daher, daß Silberoxyd nicht ganz unlöslich in Wasser ist, bei Benutzung von Silberkarbonat aus der Entstehung von Silberoxyd durch Zersetzung des Karbonates bei der Ausfällung der Metalle in der Wärme. Wie schon hervorgehoben, ist das schließlich erhaltene Filtrat meistens frei von den Metallen und enthält nur noch Lithium, sowie immer Spuren von Natrium. Das Natrium entstammt entweder zum Teil der Legierung selbst, zum anderen Teil aber den frisch hergestellten, für die Fällung benutzten Silberpräparaten, die nicht völlig frei von Natrium zu bereiten sind.

Es seien an dieser Stelle noch einige Versuche angeführt, die darauf hinzielten, mit einer einmaligen Ausfällung der Metalle auch bei einem über 0,1% liegenden Lithiumgehalt auszukommen. Als zutreffend darf wohl angenommen werden, daß die Ursache des Zurückhaltens von Lithium dem sich bei der Reaktion in schwach alkalischer Lösung entstehenden Aluminiumhydroxyd zuzuschreiben ist, welches bekanntlich leicht Alkalien einschließt, die durch einfaches Waschen mit Wasser nicht mehr zu entfernen sind. Wird hingegen das Aluminium in schwach saurer Lösung nach der Azetatmethode niedergeschlagen, so ist es frei von diesen Stoffen, wie das bereits in der ersten Methode auseinandergesetzt worden ist und mit Erfolg auch verwendet wurde. Auf Grund dieser Überlegung wurde versucht, zunächst das Aluminium und gleichzeitig auch das Eisen nach dem Azetatverfahren auszufällen und hinterher in der gleichen Lösung die Umsetzung mit einem der Silberpräparate vorzunehmen. Es stellte sich aber bei mehreren Prüfungen heraus, daß die ausfallenden Metalloxyde bestimmbare Lithiummengen enthalten. Dies ist wohl dadurch zu erklären, daß die Lösung nach Beendigung der Reaktion infolge der Bildung von Ammoniak bzw. Ammoniumkarbonat deutlich alkalisch reagiert. Auch ein Versuch, anstatt der Azetatmethode die Fällbarkeit der dreiwertigen Metalle zwecks Trennung von den zweiwertigen nach dem bekannten Bariumkarbonatverfahren vorzunehmen, führte nicht zum Ziele, allerdings aus anderen Gründen als vorher. Die ausfallenden Metallverbindungen erwiesen sich zwar als praktisch frei von Lithium, in einzelnen Fällen war selbst durch die Spektralanalyse auch nicht die Spur von Lithium mehr nachzuweisen. Aber die in Lösung bleibenden Bariummengen schließen bei ihrer späteren Entfernung mit Schwefelsäure als Bariumsulfat erhebliche Lithiummengen ein, die nur umständlich wiedergewonnen werden können. Benutzt man an Stelle von Bariumkarbonat Magnesiumkarbonat, so ergibt sich die Schwierigkeit der Abtrennung der in Lösung verbleibenden erheblichen Magnesiamengen. Die besten Erfahrungen sind mit den Silberpräparaten bei zweimaliger Fällung gemacht worden, wobei dem Silberkarbonat der Vorzug zu geben ist. Bei Verwendung von Silberoxyd wurde vereinzelt die Beobachtung gemacht, daß nach der Umsetzung eine kolloidal aussehende Lösung entstand, der Niederschlag sich nur unvollkommen absetzte, welche Erscheinung mit Silberkarbonat als Fällungsmittel stets ausblieb. Allerdings konnte dieser Übelstand durch Eintragen von etwas frisch gefälltem Silberkarbonat in die Lösung behoben werden. Zu empfehlen ist aber trotzdem das Silberkarbonat, weil der mit diesem Präparate entstehende Niederschlag lockerer und leichter auswaschbar ist. Für die vollständige Umsetzung ist es hierbei allerdings erforderlich, die Fällungsflüssigkeit nach dem Eintragen des Karbonates nach und nach auf dem Wasserbade auf etwa 70°C unter häufigem Umrühren zu erwärmen und kurze Zeit bei dieser Temperatur zu erhalten. Der Analysengang für die Lithiumbestimmung gestaltet sich nun folgendermaßen:

Verfahren II. Eine Einwaage von 20 g Skleronmetall wird in einem 800 ccm fassenden Becherglase mit verdünnter Salzsäure zersetzt, zuletzt zur Erzielung vollständiger Auflösung Wasserstoffsuperoxyd hinzugefügt. Analog dem zuerst in dieser Mitteilung beschriebenen Verfahren wird auch hier die Hauptmenge des Aluminiums durch Einleiten von Salzsäuregas als Aluminiumchlorid aus der Lösung abgeschieden und die Fällung wiederholt. Das Abfiltrieren des Niederschlages geschieht unter mehrfachem Dekantieren mit rauchender Salzsäure durch einen Glasfiltertiegel von Schott & Gen. mit der Größenbezeichnung 17 G 4/3—5. Beide Filtrate werden vereinigt, auf ein etwa 100 ccm betragendes Volumen kon-

Digitized by Google

zentriert und in die Lösung nochmals Salzsäuregas eingeleitet. Der sich hierbei noch abscheidende Anteil Aluminiumchlorid wird abfiltriert, ausgewaschen, das Filtrat eingedampft, zuletzt in einem 800 ccm fassenden Becherglase, und die freie Salzsäure durch Eindampfen unter wiederholtem Zusatz von Wasser möglichst weitgehend ausgetrieben. Nach dem Aufnehmen des Rückstandes mit etwa 500 ccm Wasser trägt man in die Lösung frisch gefälltes Silberkarbonat ein und erwärmt auf dem Wasserbade unter häufigem Umrühren bis auf 70° C. Bei dieser Temperatur ist die Umsetzung vollendet, also alle Metalle als Oxyde bzw. Karbonate abgeschieden. Die Menge des erforderlichen Silberkarbonats berechnet sich folgendermaßen: Die Zusammensetzung des Skleronmetalls ist bekannt und annähernd auch konstant. Die Legierung besteht aus etwa 3% Kupfer, 12% Zink, der Rest im wesentlichen aus Aluminium, einschließlich der gewöhnlichen, im Aluminium vorkommenden Verunreinigungen, etwas Eisen und Mangan. Die Hauptmenge des Aluminiums ist schon als Aluminiumchlorid entfernt worden. Experimentell wurde festgestellt, daß der noch schließlich in Lösung verbleibende Anteil an Aluminium, der nicht mit Salzsäuregas fällbar ist, bei einer Einwaage von 20 g etwa 0,065 g, auf Al bezogen, ausmacht, also 0,32%. Anhaltspunkte bezüglich der Menge freier Salzsäure sind allerdings nicht gegeben. Da aber die überschüssige freie Salzsäure nach Möglichkeit ausgetrieben wurde, so stellt man etwas mehr Silberkarbonat her, als die Berechnung ergibt. Ausreichend ist im vorliegenden Fall aus 20 g Silbernitrat bereitetes Silberkarbonat, das man durch Umsetzung einer Auflösung von Silbernitrat in Wasser mit Natriumkarbonat in der Kälte herstellt und durch Auswaschen von den Natriumsalzen reinigt.

Nach dem Eintragen des Silberkarbonates in die Lösung und Erwärmen auf 70° C wird die klare Lösung durch einen Glasfiltertiegel, 17 G 4/3—5, gegossen, der Niederschlag wiederholt mit warmem Wasser dekantiert, schließlich auf das Filter gebracht und unter Absaugen mehrmals mit warmem Wasser ausgewaschen. Es ist jedoch ratsam, sich vor dem Abfiltrieren des Niederschlages von der Vollständigkeit der Umsetzung zu überzeugen. Dies geschieht einfach dadurch, daß man der überstehenden Lösung einige Tropfen entnimmt, mit Salpetersäure ansäuert und mit Silbernitrat auf Chlorionen untersucht. Ist Chlorion nachweisbar, so läßt man die Lösung unter wiederholtem Umrühren noch einige Zeit in der Wärme stehen; andernfalls kann sofort filtriert werden. Die Filtrate werden zur Trockne gedampft. Bei einer Wiederholung der Fällung zersetzt man den Niederschlag mit Salzsäure, filtriert vom Silberchlorid ab, dampft ein und verfährt, wie vorher beschrieben. Die Notwendigkeit der Umfällung ist aber nur dann vorhanden, wenn bestimmbare Lithiummengen in Frage kommen. Hiervon kann man sich mittels der Spektralanalyse des durch Eindampfen konzentrierten salzsauren Filtrates vergewissern. Erscheint die Lithiumlinie im Spektrum nur schwach und sofort wieder verschwindend, so ist die Umfällung des Metalloxydniederschlages zwecklos, weil die hier in Frage kommenden Lithiummengen praktisch keinen Einfluß auf das Ergebnis haben. Ist aber die Lithiumlinie bei der Prüfung intensiv und bleibt längere Zeit bestehen, so muß umgefällt werden.

Der das Lithium und Natrium enthaltende Trockenrückstand wird mit Wasser und etwas Salzsäure aufgenommen, die geringen sich bildenden Mengen Chlorsilber werden abfiltriert und die Lösung mit etwas Ammoniak und Wasserstoffsuperoxyd versetzt, um gegebenenfalls noch Spuren von Eisen und Mangan auszufällen. In den seltensten Fällen ist an dieser Stelle eine Ausscheidung zu beobachten. Nunmehr prüft man noch durch Zugabe von Schwefelwasserstoffwasser auf das Vorhandensein von Zink. Hin und wieder sind noch Spuren dieses Metalles nachweisbar, die leicht durch Filtrieren entfernt werden können. Das Filtrat dampft man ein, verflüchtigt die hier nur in kleinen Mengen vorhandenen Ammoniumsalze in der Hitze und verfährt im übrigen zwecks Trennung und Bestimmung von Lithium und Natrium, wie bei der ersten Methode angegeben ist. Da hier aber im Gegensatz zu dem ersten Verfahren die Chloride der Alkalien erhalten werden, kann unmittelbar zu ihrer Trennung nach dem Verfahren von Gooch geschritten werden.

Erwähnt sei noch, daß der bei zahlreicheren Analysen immerhin erhebliche Silberverbrauch ohne Belang ist, weil das Chlorsilber leicht auf Silber bzw. Silbernitrat verarbeitet und wiederverwendet werden kann. Bei den in der Tabelle angegebenen Versuchen sind die Verhältnisse durchweg einer Einwaage von 20 g Skleronmetall entsprechend gewählt worden. Die Trennung des Lithiums von den anderen Stoffen mit Silberkarbonat ist bei den Versuchen Nr. 1 bis 4 nur einmal, bei den übrigen dagegen wegen des weit höheren Lithiumzusatzes doppelt durchgeführt worden. Obwohl der Lithiumgehalt bei den Versuchen Nr. 3 und 4 den Wert von 0,1% bereits überschreitet, kommt ein Unterschied des Sollwertes gegenüber dem wahren Wert bei nur einmaliger Trennung doch erst in der dritten Dezimale zum Ausdruck.

Tabelle 2. Die Lithiumlösung wurde einer Auflösung von Metallchloriden, entsprechend 20 g lithiumfreiem Skleronmetall, zugesetzt.

Versuch Nr.	Angewandt Li in g	Gefunden Li in g	%-Gehalt ber. auf 100 g Skleronmetall	
			Angew. Li in %	Gef. Li in %
1	0,0097	0,0093	0,049	0,047
2	0,0195	0,0195	0,098	0,098
3	0,0292	0,0284	0,146	0,142
4	0,0390	0,0381	0,195	0,191
5	0,0487	0,0490	0,244	0,245
6	0,0602	0,0597	0,301	0,299
7	0,0702	0,0699	0,351	0,350
8	0,0803	0,0800	0,402	0,400
9	0,0903	0,0899	0,452	0,450
10	0,1003	0,1001	0,502	0,501

Sodann ist noch versucht worden, an Stelle des Trennungsverfahrens von Gooch die Trennung des Lithiums vom Natrium bzw. Kalium nach der von A. Carnot[1] bekanntgegebenen Fluoridmethode durchzuführen. Diese Methode gründet sich auf die verschiedene Löslichkeit des Fluorlithiums gegenüber den Fluoriden der übrigen Alkalimetalle. Wegen der Einzelheiten des Analysenganges muß auf das Original verwiesen werden. Tabelle 3 zeigt die nach diesem Verfahren ermittelten Werte für Lithium bei verschiedenen Mengen Lithium und Natrium.

Tabelle 3.

Versuch Nr.	Angewandt in g		Entspr. Li in g	Gefunden in g		Unterschied in mg
	Lithiumsulfat	Natriumsulfat		Lithiumsulfat	entspr. Lithium	
1	0,3180	—	0,04015	0,3130	0,03951	—0,64
2	0,3764	0,05	0,04752	0,3750	0,04734	—0,18
3	0,2352	0,10	0,0297	0,2345	0,02961	—0,09
4	0,1882	0,20	0,02376	0,1852	0,02338	—0,38
5	0,0941	0,30	0,01188	0,0907	0,01145	—0,43

Bei den gefundenen Zahlenwerten für Lithium ist auf die im Original hingewiesene geringe Löslichkeit des Fluorlithiums in der verdünnten ammoniakalischen Flüssigkeit keine Rücksicht genommen worden. Die Löslichkeit beträgt nach Carnot für 7 ccm Flüssigkeit 2 mg Fluorlithium oder etwa 4 mg Lithiumsulfat. Nach

[1] A. Carnot: Bull. Soc. Chim. de Paris (3) Bd. 1, S. 280; s. auch Z. analyt. Chem. Bd. 69, S. 332. 1890.

Digitized by Google

Feststellung des Volumens vom Filtrat und Waschwasser müßten nach Maßgabe der Löslichkeit entsprechende Lithiummengen in Abzug gebracht werden. Würden diese Verhältnisse berücksichtigt werden, so ergäben sich weniger gut übereinstimmende Lithiumwerte, als tatsächlich experimentell gefunden worden sind.

Die ermittelten Ergebnisse stimmen sehr gut mit den bei den einzelnen Versuchen zugesetzten Lithiummengen überein, so daß das Verfahren für praktische Zwecke empfohlen werden kann. Allerdings ist im Filtrat von dem abfiltrierten Lithiumfluorid spektroskopisch stets Lithium deutlich nachzuweisen.

Über die Prüfung der Zinnauflage von Kupferdrähten.

Von **E. Schürmann** und **H. Blumenthal**[1].

Übersicht. Es werden zwei Verfahren beschrieben, von denen das eine die schnelle und angenäherte Bestimmung der Stärke der Verzinnung ermöglicht, während nach dem zweiten Verfahren undichte Stellen in der Verzinnung rasch festzustellen sind.

Die Haltbarkeit gummiisolierter Leitungsdrähte wird bekanntlich sehr vermindert, wenn das Kupfer des Drahtes mit der Gummiisolierung in Berührung kommt. Aus diesem Grunde werden die Kupferdrähte, welche mit einer Gummiisolierung versehen werden sollen, verzinnt. Durch die Zinnauflage soll der Kupferdraht möglichst vollständig vor einem Kontakt mit dem Gummi geschützt werden, welches Ziel aber nur dann erreicht wird, wenn die Zinnschicht überall dicht ist und fest auf dem Kupfer aufliegt, ohne dabei aus Gründen der Wirtschaftlichkeit zu stark auszufallen. Da es nicht immer möglich ist, die Beschaffenheit der Verzinnung ohne weiteres zu erkennen, so müssen chemische Verfahren dazu zu Hilfe genommen werden.

Die Feststellung der Dicke der Verzinnung, d. h. der Menge des Zinns, die sich auf der Oberflächeneinheit befindet, läßt sich ohne weiteres nach bekannten analytischen Verfahren durchführen, und zwar durch Abscheidung und Auswage des Zinns als SnO_2. Zur Untersuchung der Dichtigkeit der Zinnauflage von verzinnten Kupferdrähten, die noch nicht mit Gummiisolierung bekleidet waren, ist von Beaver 1897 folgendes Verfahren, das unter dem Namen „Glovertest" bekannt wurde, vorgeschlagen worden[2]:

Der entfettete Draht wird zunächst in Salzsäure von bestimmtem spezifischen Gewicht eingetaucht, dann mit Wasser abgespült und hiernach der Einwirkung einer starken Natriumpolysulfidlösung ausgesetzt; die Stellen der Drahtoberfläche, welche nicht von Zinn bedeckt sind, schwärzen sich hierbei unter Bildung von Schwefelkupfer.

Für Betriebsuntersuchungen dürfte die quantitative Ermittlung des Zinns nach dem oben angeführten Verfahren nur ausnahmsweise in Frage kommen, da sie zu zeitraubend ist. Die Polysulfidprobe auf die Dichtigkeit der Verzinnung hat den Nachteil, daß sich hierbei auch andere schwarze Metallsulfide bilden können, wenn z. B. das Zinnbad Kupfer, Blei oder Wismut enthalten hat. Blei oder Wismut werden dem Bade mitunter zulegiert, um seinen Schmelzpunkt zu erniedrigen, und Kupfer wird sich darin während des Gebrauches stets auflösen. Der Kupfergehalt länger gebrauchter Zinnbäder kann auf diese Weise die Menge von einigen Prozenten erreichen. Sodann wird die Eindeutigkeit der Polysulfidprobe noch dadurch beeinträchtigt, daß metallisches Zinn von einer starken Polysulfidlösung angegriffen und gelöst wird. Von 5 g Zinngranalien waren z. B. nach 20 St. etwa 2 g von einer Polysulfidlösung vom spezifischen Gewicht 1,142 aufgenommen worden.

Es besteht infolgedessen die Gefahr, daß an Stellen, an denen der Kupferdraht eine nur dünne, aber dichte Zinnschicht aufweist, diese während der Behandlung mit der Polysulfidlösung, wenn auch nur teilweise, abgelöst das darunterliegende Kupfer freigelegt und geschwärzt wird. Die Polysulfidmethode gibt somit keinen sicheren Anhaltspunkt für die Entscheidung, ob eine mangelhafte Verzinnung vorliegt.

Weitere chemische Prüfverfahren sind nicht bekannt; es schien deshalb angezeigt, Versuche anzustellen, die darauf abzielten, einen geeigneten und für die Technik brauchbaren Weg zur schnellen Beurteilung der Stärke und Dichtigkeit der Zinnauflage aufzufinden. Die Ergebnisse dieser Versuche sollen nachstehend beschrieben werden.

I.

Läßt man auf metallisches Zinn (oder auf eine Zinnlegierung) eine wäßrige oder schwach salzsaure Eisenchloridlösung einwirken, so findet Umsetzung nach folgender Reaktionsgleichung statt:

$$Sn + 2\,FeCl_3 = SnCl_2 + 2\,FeCl_2.$$

Auch die Bestandteile einer Zinnlegierung, wie Blei, Antimon und Kupfer, werden von Eisenchlorid zu salzsauren Verbindungen umgesetzt und gehen in Lösung. Diese Reaktion, die an und für sich langsam verläuft, kann in ihrer Geschwindigkeit weitgehend durch eine Veränderung der Konzentration des Lösungsmittels beeinflußt werden. Taucht man z. B. einen verzinnten Kupferdraht in eine 3proz. salzsaure Lösung von $FeCl_3$, so löst sich die Zinnauflage ab, und es tritt nach einiger Zeit das darunterliegende Kupfer in Erscheinung. Der dabei etwas störende Einfluß der gelben Farbe der Eisenchloridlösung läßt sich durch die Benutzung einer farblosen Eisenlösung ausschalten. Eine solche nahezu farblose Lösung kann man erzielen, wenn in 1000 ccm Wasser 100 g Ferriammoniumsulfat (Eisenalaun) aufgelöst und dieser Lösung 50 ccm Salzsäure (spezifisches Gewicht 1,12) sowie 25 ccm Phosphorsäure (spez. Gewicht 1,7) zugesetzt werden. Mit dieser Lösung sind nun verschiedene verzinnte Leitungsdrähte, die aus der Technik bezogen waren, behandelt worden; sie wurden bis

[1] Original: Elektrotech. Zeitschr., Jg. 48, 1927, Heft 36, 1295.

[2] J. Inst. El. Engs. London. Bd. 53. S. 70. 1915; vgl. auch Am. Soc. for Testing Mat. Bd. 19 I, S. 689. 1919.

Digitized by Google

zu einer bestimmten Länge in einen mit der Eisenalaunlösung beschickten Glaszylinder eingehängt und während des Ablösevorganges jede Bewegung des Drahtes und der Flüssigkeit vermieden. Die Temperatur der Lösung betrug etwa 18°. Die Zeiten wurden jedesmal gemessen, die verstrichen, bis die Kupferfarbe irgendwo deutlich sichtbar wurde und später die Menge des gelösten Zinns analytisch ermittelt. Die hierbei beobachteten Werte gehen aus nachstehender Zahlentafel hervor.

Zahlentafel.

Länge des geprüften Drahtes cm	Durchmesser des Drahtes mm	Reaktionsdauer min	Gelöste Zinnmenge mg
1	2	3	4
25	0,8	11,5	7,1
25	1,13	4	3,5
25	1,38	11,5	11,0
25	1,52	5	6,0
25	1,78	5	6,6
25	1,80	18	24
25	1,38 gummiisoliert	20	25
25	1,78 gummiisoliert	65	90
25	1,80 gummiisoliert	13	18,7

Die Zeitdauer des Ablösevorganges ist, wie man aus Spalte 3 und Spalte 4 ersieht, in unmittelbare Beziehung zu der Stärke der Zinnauflage zu bringen, und es lassen sich daraus mit genügender praktischer Genauigkeit Schlüsse ziehen für die auf der Oberflächeneinheit vorhandene Zinnmenge des Drahtes.

Für Drähte, deren Durchmesser unter 0,5 mm liegt, wird eine verdünntere Eisenalaunlösung angewandt, da sie im allgemeinen wesentlich schwächer verzinnt sind. Als zweckmäßig erwies sich dabei eine Lösung, die man erhält, wenn die stärkere Lösung im Verhältnis 1 : 4 verdünnt wird.

Beim Ablösen der Zinnauflage stärker verzinnter Drähte sind zwar Ungleichmäßigkeiten in der Stärke der Verzinnung leicht zu erkennen, weil das Kupfer an den schwächer verzinnten Stellen viel schneller sichtbar wird, als an denen mit dickerer Verzinnung. Das beschriebene Verfahren ist aber kein Kriterium dafür, ob eine mangelhafte Verzinnung vorliegt, d. h. eine Verzinnung, die den Kupferdraht stellenweise nicht völlig bedeckt, nicht überall dicht genug ist oder nicht fest anhaftet. Hierfür dürfte sich aber folgendes Verfahren eignen.

II.

Metallisches Kupfer reagiert mit einer ammoniakalischen Lösung von Ammoniumpersulfat unter Bildung einer blau gefärbten wasserlöslichen Kupferoxydammoniakverbindung. Hierbei ist es von entscheidender Bedeutung, daß von einer solchen Persulfatlösung, wie festgestellt wurde, weder Zinn noch die ihm gegebenenfalls zulegierten Metalle, ja selbst nicht das legierte Kupfer, angegriffen werden. Selbst Späne einer Zinn-Kupfer-Legierung, deren Kupfergehalt rd. 10% betrug, der Einwirkung einer Lösung von 1% Ammoniampersulfat und 2% Ammoniak während 24 St. ausgesetzt, verhielten sich völlig neutral. Es trat nicht die geringste Blaufärbung auf, und in der Lösung waren weder Zinn noch Kupfer nachweisbar.

Nach diesen Fesstellungen wurde ein Kupferdraht sorgfältig mit reinem Zinn, ein anderer mit einer Legierung verzinnt, die aus einem schon längere Zeit gebrauchten Zinnbade einer Verzinnerei stammte und, wie analytisch festgestellt, außer rd. 3% Kupfer noch 1% Wismut und etwas Blei enthielt. Beide Drähte wurden in ein Reagenzglas mit Persulfatlösung von oben beschriebener Konzentration gehängt; in beiden Fällen, selbst nach mehreren Stunden, trat keine Bildung von blauem Kupferammoniumsalz ein. Sobald aber die Zinnauflage mechanisch verletzt worden war, bildete sich schon nach wenigen Sekunden eine blaue Zone um diese Stelle herum, und nach einigen Minuten war die ganze Flüssigkeit blau gefärbt. Um zu einer größeren Zahl vergleichbarer Ergebnisse zu gelangen, wurden eine Reihe gummiisolierter und eine weitere Anzahl nicht isolierter, verzinnter Kupferdrähte aus dem Betrieb bzw. aus dem Handel bezogen und nebeneinander dem beschriebenen Prüfverfahren unterzogen. Nach gründlicher Reinigung mit Benzin oder Äther und Schützen der Schnittfläche der zu prüfenden Drahtlänge gegen die Einwirkung der Persulfatlösung durch Feuerverzinnung oder durch Eintauchen in geschmolzenes Paraffin erfolgte die Prüfung in der Weise, daß die Drähte in Reagenzgläser in die ammoniakalische Persulfatlösung eingehängt wurden. Hierbei zeigte sich bei einigen Drähten schon nach einer Reaktionsdauer von rd. 1 Min. eine deutlich erkennbare Blaufärbung der den Draht umgebenden Flüssigkeitszone, während bei anderen noch keinerlei Einwirkung zu beobachten war. Nach einer halben Stunde hatten zwei Drähte überhaupt noch nicht reagiert, während bei den übrigen Proben überall mehr oder weniger starke Blaufärbung der Lösungen festzustellen war. Unter dem Mikroskop waren diese Stellen, an welchen die Reaktion stattgefunden hatte, sehr deutlich an der leuchtenden Kupferfarbe zu erkennen und kennzeichneten sich teils als kraterförmige Vertiefungen, teils aber als Streifen, die sich an der ganzen Drahtlänge entlang zogen. Die Verzinnung selbst ließ keinerlei Veränderung wahrnehmen, vielmehr war das blanke Aussehen der Oberfläche völlig erhalten. Die mit einer Gummiisolierung versehenen Drähte hatten sich dabei nicht anders verhalten, als die nichtisolierten: einer von ihnen hatte die Prüfung während 1 St. bestanden, während die beiden anderen dabei verschieden schnell angegriffen worden waren. Es mußte daraus geschlossen werden, daß die Veränderung, die das freiliegende Kupfer beim Vulkanisieren oder später durch Bildung von CuS erleidet, die Umsetzung mit der ammoniakalischen Persulfatlösung nicht hindert. Schwefelkupfer wird auch tatsächlich, wenn auch langsamer als metallisches Kupfer, von Persulfatammoniak umgesetzt, es schützt deshalb das darunterliegende Kupfer nicht. Wurde auf einem gut verzinnten Draht stellenweise nach mechanischem Entfernen der Zinnschicht Schwefelkupfer durch Eintauchen in eine Sulfidlösung erzeugt und dieser Draht der Prüfung mit Persulfat unterzogen, so färbte sich die Lösung schnell blau, ohne daß sich jedoch das schwarze Schwefel-

Digitized by Google

kupfer sichtlich veränderte. Unter dem Mikroskop sah man an den betreffenden Stellen überall das metallische Kupfer durchscheinen. Die Persulfatlösung hatte mithin durch die Schwefelkupferschicht hindurch ohne weiteres mit dem Kupfer reagiert, so daß das Prüfverfahren also auch für die Untersuchung gummiisolierter verzinnter Kupferdrähte anwendbar ist.

Durch Veränderung der Konzentration der Lösung hat man es auch bei diesem Prüfverfahren in der Hand, die Reaktionsgeschwindigkeit abzustimmen: eine Lösung von 0,1% Ammoniumpersulfat und 0,5% Ammoniak reagierte viel langsamer. Die Unterschiede in dem Verhalten der Drähte gegenüber der verdünnteren Persulfatlösung waren aber die gleichen wie bei der Einwirkung der stärkeren Lösung. Da die Stärke der Zinnauflage in keinem Zusammenhang mit ihrer Dichtigkeit steht, so kann bei dem beschriebenen Prüfverfahren die anzuwendende Konzentration der Lösung die gleiche sein, gleichgültig, ob Drähte größeren oder kleineren Durchmessers damit geprüft werden sollen. Bei Anwendung einer Ammoniumpersulfatlösung bestimmter Zusammensetzung und Temperatur und bei Kenntnis der Länge und Stärke der zu prüfenden Drähte wird sich leicht bestimmen lassen, welche Kupfermengen, bezogen auf die Drahtoberfläche, in einer bestimmten Zeit an die Flüssigkeit abgegeben werden. Die Kupfermenge an und für sich ist leicht und schnell auf kolorimetrischem Wege zu ermitteln. Liegen erst die Ergebnisse eines größeren Versuchsmaterials vor, so wird sich dann sehr bald herausstellen, wo die Grenzen für die gelösten Kupfermengen zu ziehen sind, um noch die Haltbarkeit der Drähte zu gewährleisten.

Das erste Verfahren gestattet rasch durch Eintauchversuche die annähernde Bestimmung der Zinnmenge, die sich auf einem Stück verzinnten Kupferdrahtes befindet. Mit Hilfe des zweiten Verfahrens ist es möglich, ohne die Zinnschicht des verzinnten Kupferdrahtes anzugreifen, undichte Stellen der Zinnschicht, seien sie auf Porosität der Zinnauflage oder auf mechanische Verletzungen zurückzuführen, rasch zu erkennen.

Hiermit wären u. E. wohl geeignete Grundlagen für die Beurteilung der Verzinnung von Kupferdrähten gegeben, nach der man vielleicht eine Vorhersage hinsichtlich des Verhaltens gummiisolierter Leitungsdrähte bei der Vulkanisation treffen könnte. Absolut dichte Verzinnungen werden wohl Ausnahmen bleiben, jedoch dürften die von Zinn nicht bedeckten Stellen ein gewisses Maß nicht überschreiten.

Angelegenheit der Technik wird es sein, die mitgeteilten Verfahren für ihre Zwecke auszuwerten.

Über ein Verfahren zur Bestimmung kleinster Antimonmengen im Kupfer.

Von **H. Blumenthal.**[1]

Die Bestimmung des im Kupfer enthaltenen Antimons wird nach den bekannten Arbeitsverfahren zur Analyse des Kupfers von

1. Jungfer[2] nach Fällung der gesamten Kupfermenge als Kupferjodür oder nach der Methode von

2. Hampe[3], der das Kupfer als Rhodanür entfernt, in den Filtraten der Niederschläge durch Trennung von den übrigen Beimengungen vorgenommen. Beide Methoden liefern zwar genaue Werte, sind aber zeitraubend, da wie gesagt zunächst das gesamte Kupfer abgeschieden wird und infolgedessen wegen der notwendigerweise anzuwendenden großen Einwaagen auch große Niederschlagsmengen zu filtrieren sind. Das Verfahren von Jungfer hat außerdem den Nachteil der Kostspieligkeit, weil Jodkalium als Fällungsmittel verwandt wird, wovon zur vollständigen Abscheidung des Kupfers die etwa $2^1/_2$fache Gewichtsmenge der Einwaage erforderlich ist, es sei denn, daß man sich der Mühe unterzieht, aus den Kupferjodürniederschlägen später das Jod wiederzugewinnen. Diese Mängel wird man um so weniger in Kauf nehmen wollen, wenn es auf die Ermittlung des Antimongehaltes allein ankommt und hierbei, wie es im Betriebs- oder Handelslaboratorium doch stets die Regel ist, möglichst schnell einwandfreie Werte erzielt werden müssen. Es hat deshalb nicht an Vorschlägen gefehlt, die darauf abzielten, das Antimon unmittelbar aus der Kupferlösung durch ein Fällungsmittel abzuscheiden, ähnlich wie es gelingt, das gesamte Arsen und das Wismut durch Anfällen mit Sodalösung unter gewissen Bedingungen daraus zu isolieren. So übersättigt zu diesem Zweck E. Brownson[1] die salpetersaure Lösung des Kupfers nach Zusatz von etwas Eisen mit Ammoniak und will auf diesem Wege neben Arsen alles Antimon, wie er vermutet okkludiert als Ammoniumantimonat, zur Abscheidung bringen. Nachprüfungen dieses Verfahrens, die hier vorgenommen wurden, bestätigten nicht sein Ergebnis, vielmehr gelang es auf diese Weise, nur einen Teil des angewandten Antimons, mitunter nur etwa 60% davon wiederzufinden. Andere Verfahren zur unmittelbaren Abscheidung des Antimons sind in der Fachlieratur nicht angegeben. Später hat zwar B. S. Evans[2] noch eine Methode der „Schätzung kleiner Mengen Antimon in Kupfer und Messing" mitgeteilt, nach welcher er auch erst eine Fällung des gesamten Kupfers, und zwar als Metall durch Reduktion mit Natriumhypophosphit in schwefelsaurer Lösung vornimmt. Das Verfahren wurde nicht nachgeprüft, weil es immer noch zu umständlich erschien, um in kürzester Zeit zu Ergebnissen zu führen. Hierfür war nur der direkte Weg einer Abscheidung des Antimons aus der salpetersauren Kupferlösung gegeben, und in dieser Richtung mußten also Versuche angestellt werden.

Wie schon erwähnt, gelingt die quantitative Fällung des Arsens, wenn die salpetersaure Kupferlösung zunächst mit Ammoniak oder Natronlauge vom Säure-

[1] Original: Z. analyt. Chemie 1928, Bd. 74, S. 33.

[2] Jungfer: Berg- u. Hüttenmänn. Ztg. 1887, S. 490.

[3] Hampe: Chem.-Ztg. Bd. 17, S. 1691. 1893.

[1] E. Brownson: Bull. Am. Min. Eng. 1913, S. 1489; Z. angew. Chem. Bd. 27, S. 83. 1914.

[2] B. S. Evans: Analyst Bd. 47, 1./9. Jan. 1922.

Digitized by Google

überschuß befreit wird; zur schwach sauren Lösung wird etwas Eisenchlorid zugegeben und mit Sodalösung angefällt. Da hierbei die Versuchsbedingungen andere sind, als bei dem beschriebenen Verfahren von Brownson, so hätte vielleicht zusammen mit dem Arsen auch eine vollständige Abscheidung des Antimons zustandekommen können. Diese Vermutung wurde nicht bestätigt. Die Versuche, welche zu diesem Ergebnis führten, und ebenso die späteren, wurden angestellt mit Lösungen von je 25 g reinstem Elektrolytkupfer, denen 25 ccm einer 0,4proz. wäßrigen Lösung von Kaliummetantimonat zugesetzt waren. Durch wiederholte Analyse war der Gehalt dieser Lösung an Antimon wie folgt ermittelt worden:

1 ccm = 0,001944 g Sb;
mithin in 25 „ = 0,0486 g Sb.

Von der zugefügten Antimonmenge, also von 0,0486 g Sb, wurden nach dem eben geschilderten Arbeitsverfahren zusammen mit dem Eisenhydroxyd- bzw. Kupferkarbonatniederschlage abgeschieden und schließlich wiedergefunden:

Versuch 1: 0,0321 g Antimon = 66% der angewandten Menge;
„ 2: 0,0380 g „ = 78% der angewandten Menge.

Wurde die Fällung im Filtrat des ersten Niederschlages wiederholt, so konnten weiter abgeschieden werden:

Zu Versuch 1: 0,0062 g Antimon,
„ „ 2: 0,0030 g „ ;

es gelang also auch dann nicht, den fehlenden Rest des angewandten Antimons ganz zu erfassen. Diese Versuchsbedingungen waren mithin nicht geeignet, die kolloidal gelöste Antimonsäure vollständig niederzuschlagen. Versuche, an Stelle von Eisenhydroxyd andere dreiwertige Metallhydroxyde wie Aluminiumhydroxyd, basische Wismutsalze oder andere anzuwenden, schlugen ebenfalls fehl, und es mußte daraus gefolgert werden, daß die **ammoniakalische** Kupferlösung ein ungeeignetes Medium für ein auf der Ausfällung der kolloiden Antimonsäure beruhendes Verfahren ist. Eine Erklärung hierfür schien durch die Feststellungen gegeben, welche Jander[1] über das Verhalten von kolloiden Antimonsäurelösungen gegenüber stärkeren Alkalilaugen gemacht hat. Wie hierbei die Umsetzung zu Alkalisalzen der Antimonsäure zustande kam, so mußte unter der Einwirkung von Ammoniak mit der Bildung von löslichen Ammoniumsalzen, d. h. mindestens mit einer teilweisen Aufhebung des kolloiden Zustandes der Lösung gerechnet werden. Traf diese Annahme zu, so konnten Versuche, in saurer Lösung durch Anwendung eines geeigneten Kolloides zum Ziele zu kommen, erfolgreicher sein, was sich, wie im folgenden ausgeführt werden soll, bestätigte.

Läßt man in salpetersaurer Lösung Manganosalze mit Kaliumpermanganat reagieren, so treten beide unter Bildung von Mangandioxyd in Wechselwirkung und der anfänglich kolloide Niederschlag kann durch Erwärmen und Schütteln der Flüssigkeit leicht vollständig zur Ausflockung gebracht werden. Bekanntlich bedienten sich A. Guyard und später Volhard[1] dieser Reaktion zur quantitativen titrimetrischen Bestimmung des Mangans. Eine solche Fällung von Mangandioxyd wurde in der mit Ammoniak abgestumpften schwach salpetersauren Lösung von je 25 g Elektrolytkupfer, welcher wieder 0,0486 g Antimon zugesetzt waren, erzeugt. Nach kurzem Aufkochen und wiederholtem Durchschütteln der Flüssigkeit wurde abfiltriert, mit heißem Wasser ausgewaschen, was in wenigen Minuten beendet war, und der Niederschlag auf Antimon untersucht.

Versuch 3 angewandt: 0,0486 g Sb; gefunden: 0,0468 g Sb;

Versuch 4 angewandt: 0,0486 g Sb; gefunden: 0,0472 g Sb.

Die Filtrate wurden nochmals wie oben behandelt und hierbei weiter gefunden:

zu Versuch 3: 0,0018 g Sb und
„ „ 4: 0,0018 g Sb.

Mithin insgesamt

Versuch 3: 0,0486 g Sb und
„ 4: 0,0490 g Sb,

d. h. in beiden Versuchen die angewandte Menge.

Nunmehr wurden eine Anzahl von Kupferproben einerseits nach dem Jodürverfahren, andererseits nach der beschriebenen Fällungsmethode in zwei Versuchsreihen auf ihren Antimongehalt geprüft und hierbei ermittelt:

	Jodürverfahren Sb %	Mangandioxydverfahren Sb %	
Probe 1	0,052	0,050	0,054
Probe 2	0,011	0,010	0,010
Probe 3	0,022	0,022	0,022
Probe 4	0,019	0,022	0,023

Es bestätigte sich somit die Brauchbarkeit der Methode und als am zweckmäßigsten erwies sich folgende Art der Ausführung:

Die Einwaage des Metalls, welche je nach dem zu erwartenden Antimongehalt 25 bis 100 g beträgt, wird in der eben hinreichenden Menge Salpetersäure spez. Gew. 1,4 aufgelöst und die Lösung so lange gekocht, bis keine Stickoxyde mehr wahrzunehmen sind. Auf eine hierbei auftretende Trübung, die von etwa vorhandenem Zinn oder auch von Antimonverbindungen herrühren kann, wird zunächst keine Rücksicht genommen. Man verdünnt die Flüssigkeit nach dem Abkühlen je nach der Einwaage auf 250 ccm bis 600 ccm mit kaltem Wasser und setzt so lange verdünntes Ammoniak hinzu, bis eben eine Fällung bestehen bleibt. Diese wird mit wenig Salpetersäure in Lösung gebracht. Jetzt fügt man 5 ccm einer wäßrigen Mangansulfatlösung hinzu, welche 5 g kristallisiertes $MnSO_4$ in 100 ccm enthält, ferner zunächst 3 ccm einer etwa normalen Kaliumpermanganatlösung und kocht unter häufigem Durchschütteln auf. Die Permanganatfärbung verschwindet hierbei und es scheidet sich Mangandioxyd ab, das sich gut zusammen-

[1] Jander: Kolloid-Z. Bd. 23, S. 122. 1918.

[1] Volhard: Ann. Chem. Pharm. Bd. 198, S. 318.

Digitized by Google

ballt, während sich die überstehende Flüssigkeit klärt. Nach Zugabe von weiteren 3 ccm $n/_1$ $KMnO_4$-Lösung und wiederholtem Aufkochen und Umschütteln kann filtriert und mit heißem Wasser ausgewaschen werden, was in kürzester Zeit vonstatten geht. Das Filtrat ist völlig klar, enthält aber in der Regel noch Spuren von Antimon und muß deshalb nochmals wie oben behandelt werden. Es genügt, wenn man die Fällung mit 2 ccm Mangansulfatlösung und 3 ccm Kaliumpermanganatlösung wiederholt. Beide Niederschläge werden vereinigt, indem man sie in dasselbe Gefäß vom Filter abspritzt und die daran und an den Glaswandungen haftenden Mengen von Mangandioxyd mit verdünnter Salzsäure, der etwas Wasserstoffperoxyd zugesetzt wurde, ablöst. Sie werden durch Erwärmen mit Salzsäure vollständig in Lösung gebracht und die Flüssigkeit so lange gekocht, bis kein Chlor mehr wahrzunehmen ist. Ein hierbei etwa verbleibender unlöslicher Rückstand wird abfiltriert, zunächst mit heißem salzsauren Wasser, dann mit reinem Wasser ausgewaschen und verascht. Er wird durch Schmelzen mit wenig Natriumperoxyd in einem kleinen Eisentiegel aufgeschlossen, die Schmelze mit warmem Wasser aufgenommen, mit Salzsäure angesäuert und mit dem Filtrat vom unlöslichen Rückstand wieder vereinigt. In dieses leitet man, nachdem die Hauptmenge freier Säure mit Ammoniak abgestumpft wurde, Schwefelwasserstoff ein. Der Niederschlag, der alles Antimon neben mitgefälltem Zinn, Arsen, Wismut, Blei und etwas Kupfer enthält, wird nach dem Abfiltrieren und Auswaschen mit Schwefelnatrium ausgezogen. Man spritzt ihn zu diesem Zweck in das Gefäß, in welchem die Fällung vorgenommen wurde, zurück, übergießt das Filter mit etwa 20 ccm heißer Schwefelnatriumlösung 1 : 5 und wäscht mit Wasser nach. Zur Vervollständigung der Umsetzung wird die Flüssigkeit kurz aufgekocht und nunmehr von den ungelösten Sulfiden abfiltriert, die man mit heißem, schwefelnatriumhaltigem Wasser auswäscht. Im Filtrat werden die Sulfide von Antimon, Zinn und Arsen, die als Sulfosalze gelöst sind, durch Ansäuern mit verdünnter Schwefelsäure (1 : 2) wieder zur Abscheidung gebracht. Nachdem sie auf einem Filter gesammelt und ausgewaschen sind, können sie durch Kochen mit Bromsalzsäure gelöst und nach den üblichen Verfahren die Trennung und Bestimmung des Antimons vorgenommen werden.

Will man hierbei möglichst schnell zum Ziele kommen, so empfiehlt es sich, das bekannte titrimetrische Verfahren von Györ[1] anzuwenden, welches darauf beruht, daß Antimonpentachlorid durch Reduktion mit Natriumsulfit in salzsaurer Lösung in Antimontrichlorid übergeführt und dieses mit Kaliumbromat unter Anwendung von Indigo- oder von Methylorangelösung als Indikator titriert wird. Es gelingt hierbei, die Trennung des Antimons von Arsen in einer Operation durchzuführen. Diese ist bekanntlich bei Anwendung des obigen Verfahrens notwendig, da andernfalls das Arsen an der Reaktion teilnimmt und mitbestimmt würde. Man konzentriert deshalb die Flüssigkeit durch gelindes Kochen so lange, bis alles Brom verdampft und ein Volumen von etwa 30 ccm erreicht ist. Nach Zusatz von etwa 40 ccm rauchender Salzsäure und 3 g Natriumsulfit wird die Lösung durch Kochen wieder auf etwa 30 ccm eingeengt. Hierbei wird das Arsen mit dem entweichenden Chlorwasserstoff als Trichlorid verflüchtigt und gleichzeitig alles Antimon zu Trichlorid reduziert. Man bringt die Flüssigkeit mit heißem Wasser auf das doppelte Volumen und kann nun ohne weiteres titrieren. Werden die geschilderten Bedingungen eingehalten, so ist in der Regel das Arsen vollständig schon bei einmaliger Reduktion entfernt, ohne daß dabei Antimon verlorengeht. Um Gewißheit zu haben, daß alles Arsen entfernt ist, wiederholt man diese Behandlung und titriert nochmals. War die Verflüchtigung des Arsens schon bei der ersten Reduktion gelungen, so stimmen die Ergebnisse beider Titrationen überein.

Sollte gegen das beschriebene Verfahren das Bedenken bestehen, daß bei der Verflüchtigung des Arsens Antimonverluste eintreten, so kann die Trennung des Antimons vom Arsen auch in der Weise durchgeführt werden, daß man das Arsen nach Zusatz von Chlorammonium mit Magnesiamixtur in ammoniakalischer Lösung als Magnesiumammoniumarsenat abscheidet. Die Bestimmung des Antimons wird dann im Filtrat entweder gewichtsanalytisch nach den bekannten Verfahren oder maßanalytisch z. B. nach der Methode von Low[1] durch Abrauchen der Sulfide mit konzentrierter Schwefelsäure und Titration mit Kaliumpermanganat oder Kaliumbromat vorgenommen.

Soweit bisher festgestellt werden konnte, wird zusammen mit dem Antimon auch das gesamte Zinn sowie alles Wismut vom Mangandioxyd adsorbiert, so daß sehr wahrscheinlich neben dem Antimon auch diese beiden Metalle in einem Analysengange bestimmt werden können. Hierüber und auch über weitere Anwendungsmöglichkeiten des Verfahrens sollen noch Untersuchungen vorgenommen werden.

Zusammenfassung.

Das hier geschilderte Verfahren der Antimonbestimmung im Kupfer beruht auf der Eigenschaft einer in salpetersaurer Lösung aus Manganosalz und Kaliumpermanganat erzeugten Fällung von Mangandioxyd, die kolloid gelöste Antimonsäure mit niederzureißen. Wenn man hierbei wie vorgeschrieben arbeitet, so führt dieser Vorgang zu einer vollständigen Abscheidung der Antimonsäure und kann deshalb zur quantitativen Ermittelung des Antimongehaltes verwertet werden. Die Feststellung des Antimongehaltes im Kupfer gelingt auf diesem Wege in weit kürzerer Zeit als nach den bekannten und erprobten Verfahren von Hampe und von Jungfer, ohne ihnen an Genauigkeit nachzustehen.

[1] Györy: Z. analyt. Chem. Bd. 32, S. 415. 1893.

[1] Vgl. Mitt. Chemiker-Fachaussch. Ges. D. Metallhütten- u. Bergleute, Teil I, S. 95/96.

Digitized by Google

Über das Ferrohydroxyd (Eisen-2-hydroxyd).

Von **E. Deiss** und **G. Schikorr**[1].

Die Angaben in der Literatur über die Eigenschaften des reinen Ferrohydroxyds weisen mancherlei Widersprüche auf, deren Ursache in der großen Sauerstoffempfindlichkeit des Körpers zu suchen ist und es fällt oft schwer, das Unzutreffende mancher Angaben zu erkennen. Im folgenden sei einleitend zunächst eine kurze Zusammenstellung der Eigenschaften des Ferrohydroxyds gegeben, die jedoch keinen Anspruch auf Vollständigkeit erheben kann.

Aus reiner, ferrisalzfreier Ferrosalzlösung (Chlorid oder Sulfat) fällt bei sorgfältigem Ausschluß von Sauerstoff durch Ammoniak rein weißes Ferrohydroxyd aus. Form und Verteilung des Niederschlages hängen bis zu einem gewissen Grade von der Konzentration der Ferrosalzlösung ab, aus der er gefällt wird; im ganzen erinnert der Niederschlag in seinem Aussehen an feinflockiges, fast pulvriges Kalzium- oder Magnesiumhydroxyd. Er ist jedenfalls nicht gallertig; in Ätzalkalien ist er nicht löslich, dagegen (bei Gegenwart von Ammoniumsalzen) in Ammoniak. Diese Löslichkeit, die nach Angaben in analytischen Lehrbüchern seit langem bekannt ist, beruht nicht, wie W. Ostwald[2] annahm, auf ähnlichen Vorgängen, wie sie sich zwischen Magnesiumhydroxyd und Ammoniumsalzen abspielen.

Setzt man einer Magnesiumsalzlösung Ammoniumsalz zu, so läßt sich bekanntlich weder durch wenig noch durch viel Ammoniak Magnesiumhydroxyd fällen. Die vorhandenen Ammoniumionen verursachen Verarmung der Lösung an OH-Ionen, so daß das Löslichkeitsprodukt des $Mg(OH)_2$ nicht erreicht wird.

Anders sind die Erscheinungen bei der Fällung des Ferrohydroxyds. Ferrosalzlösungen, auch solche, die Ammoniumsalz enthalten, geben mit geringen Mengen Ammoniak sofort einen Niederschlag von Ferrohydroxyd, der erst bei Zusatz von überschüssigem Ammoniak wieder in Lösung geht, indem sich nach den eingehenden Untersuchungen von Weitz und Müller[3] komplexes Hexamminferrosalz bildet.

Die Löslichkeit des Ferrohydroxyds im reinem Wasser und in Salzlösungen ist zuletzt eingehend von Whitman, Russell und Davis[4] untersucht worden; sie wurde zu $6.7 \cdot 10^{-5}$ Molen im Liter festgestellt. Eine gesättigte Lösung des Ferrohydroxyds ist nach ihren Untersuchungen nur zu etwa 30% in Ionen gespalten.

Im folgenden sollen nun einige weitere Eigenschaften des Ferrohydroxyds sowie seines Hydrosols mitgeteilt werden.

A. Das Sol des Ferrohydroxyds.

Im Gegensatz zu dem sehr eingehend untersuchten Ferrihydroxydsol ist das Ferrohydroxydsol bisher gänzlich unbekannt geblieben[1]. Das ist bei einem Oxyd des technisch wichtigsten Metalls seltsam, zumal das Ferrohydroxydsol möglicherweise von Bedeutung für den Rostvorgang ist[2]. Wir bemühten uns, diesem Mangel abzuhelfen.

Zur Darstellung des Ferrohydroxydsols versuchten wir zunächst, Ferrochlorid unter vollständigem Luftausschluß zu dialysieren. Ferrochlorid scheint aber zu wenig hydrolysiert zu sein, denn es ging quantitativ durch die Membran. Eine in der gleichen Versuchsanordnung dialysierte Ferrichloridlösung gab ohne weiteres das bekannte Ferrihydroxydsol.

Es glückte dagegen, ein Ferrohydroxydsol durch Auswaschen von gefälltem Ferrohydroxyd herzustellen.

Die Apparatur.

Wegen der Luftempfindlichkeit des Ferrohydroxyds geschah die Fällung und Reinigung unter Wasserstoff mit Hilfe der in Abb. 1 dargestellten Vakuumapparatur.

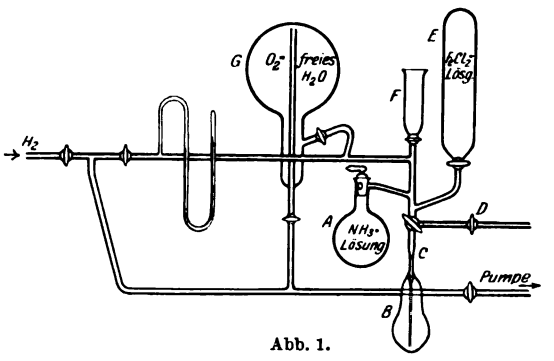


Abb. 1.

Kolben *A* enthielt eine konzentrierte Ammoniaklösung, die durch kurzes Absaugen des überstehenden Gases genügend von Sauerstoff befreit wurde. Der Hahn des Kolbens ist von der Art, wie er bei U-Röhren üblich ist.

Kolben *B* besteht aus starkem Glas. Die eingeschmolzene Röhre ist eine Kapillare und endet 8 mm über dem Boden des Kolbens. Der Kolben dient zum Fällen und Reinigen des Ferrohydroxyds, wie unten beschrieben wird.

Bei *C* befindet sich eine Verengung, so daß hier der Kolben *B* leicht abgeschnitten werden kann.

Bei *D* können der Apparatur neue Reaktionsgefäße angefügt werden.

Kolben *E* enthielt eine völlig ferrisalzfreie Ferrochloridlösung, die folgendermaßen erhalten wurde: Bei *D* wurde ein mit Flußeisenspänen beschickter 1-l-Kolben angeschmolzen, der in Abb. 2 dargestellt ist. In ihn ließen wir vom Trichter *F* der Apparatur aus ausgekochte Salzsäure fließen und saugten den entstehenden Wasser-

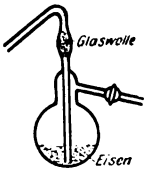


Abb. 2.

[1] Originalarbeit in Ztschr. anorg. u. allg. Chem. 172, (1928) 32.

[2] Ostwald: Grundlinien der anorganischen Chemie, S. 578. Leipzig 1900.

[3] Weitz und Müller: Ber. D. Chem. Ges. Bd. 58, S. 363. 1925.

[4] Whitman, Russell und Davis: J. Am. Chem. Soc. Bd. 47, S. 70. 1925 I.

[1] Cotton und Mouton, die durch Zerstäubung von Eisen nach dem Bredigschen Verfahren ein grünes Sol erhielten (Comptes Rendus Bd. 141, S. 349), hatten zweifellos ein Oxydationsprodukt des Ferrohydroxyds vor sich.

[2] Friend: Trans. Chem. Soc. Bd. 119, S. 932. 1921.

Digitized by Google

stoff ab. Wenn sich das Eisen gelöst hatte, wurde die überschüssige Salzsäure durch Erwärmen und Evakuieren entfernt, das übrigbleibende Ferrochlorid in luftfreiem Wasser gelöst und die konzentrierte Lösung des Ferrochlorids in den evakuierten Kolben *E* gedrückt, wo es für alle Versuche zur Verfügung stand. Das Vakuum über der Lösung wurde mit Wasserstoff gefüllt und der Kolben bei *D* wieder abgeschnitten. (Wir arbeiteten mit Ferrochlorid und nicht etwa mit Ferrosulfat oder Mohrschem Salz, weil es möglich schien, daß Ferrohydroxyd Sulfationen reduzierte, und weil zu erwarten war, daß Ferrohydroxydsol positiv und als solches gegen zweiwertige Anionen viel empfindlicher war als gegen einwertige.)

Kolben *G* faßte 5 l. Er wurde von dem Trichter *F* aus mit destilliertem Wasser gefüllt und durch langdauerndes Evakuieren von Luft befreit, wobei gelegentlich Wasserstoff durchgeleitet wurde. Schließlich wurde das Vakuum vollkommen mit Wasserstoff ausgefüllt.

Der Wasserstoff wurde einem Kippschen Apparat entnommen und zur Reinigung durch Kalilauge und über erhitzten Platinasbest geleitet.

Als Pumpe wurde eine gewöhnliche Wasserstrahlpumpe verwendet, da infolge des stets vorhandenen Wasserdampfdruckes doch kein absolutes Vakuum zu erreichen war.

Die weiteren Einzelheiten gehen aus der Abbildung selbst hervor.

Die Darstellung des Ferrohydroxydsols.

Die Darstellung des Ferrohydroxydsols geschah folgendermaßen: Die Apparatur wurde (bis auf die Kolben *A*, *E* und *G*) evakuiert und mit Wasserstoff ausgespült. Dann ließen wir eine beliebige Menge Ferrochloridlösung in den Kolben *B* laufen und leiteten Ammoniakgas ein, was einfach dadurch geschah, daß der Hahn des Kolbens *A* geöffnet wurde. Das Ferrohydroxyd fiel rein weiß aus. Es war nicht voluminös oder gallertig wie etwa gefälltes Ferrihydroxyd, sondern ziemlich pulverig und setzte sich verhältnismäßig rasch ab. Dem Augenschein nach war es von einem Kalziumhydroxydbrei kaum zu unterscheiden.

Leitet man sehr lange Ammoniak ein, so geht das Ferrohydroxyd wieder in Lösung.

Zur Reinigung des Niederschlages ließen wir den Kolben *B* vollständig voll Wasser laufen und schnitten ihn von der Apparatur bei *C* ab, wobei keine Oxydation zu befürchten war, da die in der Kapillare stehende Wassersäule das Ferrohydroxyd genügend vor Luftzutritt schützte. Das Kölbchen wurde jetzt zentrifugiert, mittels eines Druckschlauches der Apparatur wieder angefügt, das überstehende Wasser abgesaugt, durch neues ersetzt, wieder zentrifugiert usw., bis das Ferrohydroxyd schließlich teilweise in kolloide Lösung ging und sich nicht mehr abschleudern ließ. In der Aufsicht sah das Ferrohydroxydsol weiß aus, in der Durchsicht rötlich opaleszierend. Die erreichten Konzentrationen betrugen bis zu 4 g pro Liter.

Das Fällen des Ferrohydroxyds aus Ferrochloridlösung mit luftfreiem wässerigem Ammoniak erwies sich nicht als zweckmäßig. Wir erhielten zwar auch einen rein weißen Niederschlag. Dieser ergab aber nur ein viel verdünnteres und unbeständigeres Sol als bei der Darstellung mit gasförmigem Ammoniak.

Von den dargestellten Ferrohydroxydsolen war keines länger als 6 Tage haltbar, was wohl mit der verhältnismäßig großen Löslichkeit des Ferrohydroxyds im Wasser zusammenhängt (vgl. Freundlich, Kapillarchemie 1923, S. 572).

Die Lösung des Sols in Salpetersäure gab mit Silbernitrat nur noch eine ganz schwache Trübung.

Flockungsversuche.

Schließlich wurden einige Flockungsversuche durchgeführt.

Wir füllten kleine aus einer Kapillare aufgeblasene Kugeln von etwa 5 ccm Inhalt nach dem Augenmaß zur Hälfte mit Elektrolytlösung und schmolzen sie an ein mehrfaches T-Stück an, so daß ein Gebilde entstand, wie es Abb. 3 veranschaulicht. Dann schmolzen wir das Ganze bei *D* an die Hauptapparatur, bei der sich im Kolben *B* unter Wasserstoff ein Ferrohydroxydsol befand. Wir befreiten die Elektrolytlösungen durch Evakuieren und Nachspülen mit Wasserstoff von Luft, evakuierten wieder und ließen durch Öffnen der entsprechenden Hähne Ferrohydroxydsol in die Kugeln steigen. Die Tabellen 1 und 2 zeigen die Ergebnisse zweier solcher Versuche.

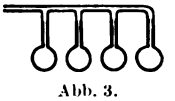


Abb. 3.

Tabelle 1. Konzentration des $Fe(OH)_2$ in den Kölbchen: 0,9 g/l.

Elektrolyt	Endnormalitäten des Elektrolyten	Verhalten des Sols
(reines Wasser)		Das Sol setzte sich im Laufe von 6 Tagen ab
Na_2SO_4	0,0004	Das Sol koagulierte rasch u. völlig
„	0,002	
„	0,01	
NaCl	0,003	Das Sol war 5 Tage beständig
„	0,015	
„	0,03	Das Sol koagulierte im Laufe eines Tages

Tabelle 2. Konzentration des $Fe(OH)_2$: 2,1 g/l.

$MgSO_4$	0,00004	Das Sol flockte nicht aus
„	0,0002	
„	0,001	Das Sol flockte sofort aus

Diese Versuche sind nur halbquantitativ. Immerhin zeigen sie deutlich, daß die Anionen für die Flockung maßgebend sind. Das Ferrohydroxyd bildet also wie die meisten basischen Oxyde und Hydroxyde ein positives Sol.

B. Über die Oxydation des Ferrohydroxyds.

Über die Oxydation des Ferrohydroxyds findet man in der Literatur fast stets nur die rein empirischen Angaben: Je nach den Bedingungen geht das weiße Ferrohydroxyd über „graugrüne, dunkelgrüne und schwärzliche Zwischenstufen in rotbraunes Ferrihydroxyd" oder in tiefschwarzes „Eisenoxyduloxyd" über. Von welcher Wichtigkeit die Erforschung dieser Vorgänge ist, geht

Digitized by Google

daraus hervor, daß ganz ähnliche Erscheinungen beim Rostvorgang beobachtet werden.

Mit Hilfe des Ferrohydroxydsols gelang es nun, in die Vorgänge bei der Oxydation des Ferrohydroxyds Einblick zu gewinnen.

Die Erscheinungen bei der Oxydation des Ferrohydroxydsols.

Beim Schütteln des Ferrohydroxydsols an der Luft zeigten sich zunächst ganz die gleichen Erscheinungen wie beim gefällten Ferrohydroxyd. Es entstand über eine grüne Zwischenstufe ein rotgelbes Ferrihydroxyd. Ließ man das Ferrohydroxydsol, ohne es zu schütteln, an der Luft stehen oder kochte man es an der Luft, so bildete sich ganz wie beim gefällten Ferrohydroxyd schwarzes Ferroferrit (Eisenoxyduloxyd), das sich zunächst nicht weiteroxydierte.

In einem neuen Lichte aber erschienen die Oxydationsprodukte des Ferrohydroxyds, wenn seine Oxydation mit ganz wenig Sauerstoff vorgenommen wurde. Ließ man in das auf S. 167 geschilderte Zentrifugierkölbchen, das mit Ferrohydroxydsol nicht ganz gefüllt war, ein Luftbläschen treten, so bildete sich an der Glaswand sofort rotgelbes Ferrihydroxyd, das bei gelegentlichem Umschütteln grün und dann schwarz wurde. Die Erscheinungen zeigen also eine andere Reihenfolge als oben, wo die grüne Stufe zuerst sichtbar wurde.

Stellt man dagegen das Zentrifugierkölbchen nach der Entstehung von ein wenig gelbem Oxyd auf den Kopf, anstatt zu schütteln, so daß das an der Glaswand haftende Ferrihydroxyd dauernd mit Ferrohydroxyd umgeben ist, so bleibt die Reaktion bei dem grünen Oxyd stehen. Dieses läßt sich durch Luft zu Ferrihydroxyd oxydieren, das dann wieder je nach den Bedingungen mit dem übrigen Ferrohydroxyd unter Grün- oder Schwarzfärbung reagieren kann.

Diese Versuche erwecken den Anschein, als ob neben der reinen Oxydation Umsetzungen zwischen Ferrohydroxyd und Ferrihydroxyd stattfinden.

Die Reaktionen zwischen Ferrohydroxydsol und Ferrihydroxydsol.

Daß wirklich das Ferrohydroxyd mit dem Ferrihydroxyd reagieren kann, zeigen die Reaktionen zwischen den Solen der beiden Hydroxyde. Ein durch Dialyse von Ferrichlorid dargestelltes Ferrihydroxydsol, das hellbraun und undurchsichtig war, wurde in einen Kolben von der in Abb. 4 veranschaulichten Form gefüllt. Dieser wurde bei *D* an die Vakuumapparatur mit einem Druckschlauch angefügt und anhaltend evakuiert. In dem Kolben *B* der Apparatur befand sich ein Ferrohydroxydsol unter Wasserstoffdruck. Wurden nun die Hähne entsprechend gestellt, so stieg das Ferrohydroxydsol zu dem Ferrihydroxydsol in den andern Kolben[1]. Dann wurde der Kolben abgeschmolzen.

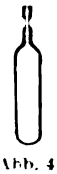


Abb. 4.

[1] Die Reaktionen zwischen Ferrohydroxydsol und anderen Stoffen unter Luftausschluß wurden immer auf die geschilderte Weise durchgeführt. Diese Versuchsausführung ist gemeint, wenn im folgenden von Reaktionen unter Luftausschluß berichtet wird.

Es zeigte sich nun das Folgende: Anfangs trat als Mischfarbe der beiden Sole ein helles Braun auf, ohne daß die Sole sich gegenseitig ausflockten. Nach einiger Zeit ging die Farbe in Grün über. Der größte Teil der Eisenhydroxyde blieb auch jetzt noch in kolloider Lösung. Die Farbe wurde immer dunkler, um schließlich in Schwarz überzugehen, wobei vollständige Flockung eintrat.

Ließen wir dagegen das Ferrohydroxyd in sehr großem Überschuß wirken, so ging die Reaktion nicht über die grüne Verbindung hinaus. Verwendeten wir sehr unbeständige Sole, die anscheinend aus gröberen Teilchen bestehen, so wurde die grüne Stufe übersprungen. Der hellbraunen Farbe folgten Grau und Schwarz.

Die Erklärung der beobachteten Vorgänge.

Diese Beobachtungen führten zu der folgenden Erklärung der Oxydation des Ferrohydroxyds:

Die eigentliche Oxydation erzeugt immer nur Ferrihydroxyd. Dieses kann aber infolge seiner sauren Eigenschaften[1] mit dem basischen Ferrohydroxyd weiterreagieren[2]. Es bildet sich zunächst aus einem Molekül Ferrohydroxyd und einem Molekül Ferrihydroxyd das grüne basische Ferroferrit, etwa nach der Gleichung

$$Fe(OH)_2 + Fe(OH)_3 = Fe\begin{matrix}\diagup OH \\ \diagdown O-Fe(OH)_2\end{matrix} + H_2O,$$

(wobei über den Wassergehalt der Verbindung nichts Bestimmtes ausgesagt sein soll).

Dieses grüne Ferrit kann entweder direkt zu zwei Molekülen Ferrihydroxyd weiteroxydiert werden, oder es bildet sich mit einem weiteren Molekül Ferrihydroxyd „neutrales" Ferroferrit, das bekannte Eisenoxyduloxyd, was etwa geschrieben werden könnte als

$$Fe\begin{matrix}\diagup OH \\ \diagdown O-Fe(OH)_2\end{matrix} + Fe(HO)_3 = Fe\begin{matrix}\diagup O-Fe(OH)_2 \\ \diagdown O-Fe(OH)_2\end{matrix} + H_2O.$$

Welche von diesen Reaktionen eintritt, hängt von den Konzentrationen ab.

Schüttelt man z. B. ein Gefäß mit einer Ferrohydroxydsuspension an der Luft, so ist im Wasser stets genügend Sauerstoff vorhanden, um das sich bildende grüne Ferrit rasch genug zu Ferrihydroxyd zu oxydieren, bevor es mit dem schon vorhandenen Ferrihydroxyd schwarzes Ferrit bilden kann. Läßt man das Gefäß mit der Ferrohydroxydsuspension dagegen, ohne zu schütteln, stehen, so kann der Sauerstoff nur langsam durch das Wasser zu den am Boden befindlichen Hydroxyden diffundieren, und es ist genügend Zeit für die Verbindung von zwei Molekülen Ferrihydroxyd mit einem Molekül Ferrohydroxyd vorhanden, d. h. es entsteht schwarzes Ferrit. Beim Erhitzen gar wird die Reaktionsgeschwindigkeit stark erhöht, während die Sauerstoffzufuhr fast gänzlich zurückgedrängt wird. Auch hier wird sich also schwarzes Ferrit bilden. Weiter läßt sich so auch die seltsam erscheinende Tatsache erklären, daß eine in Wasser in einem Becherglas aufgehängte Eisenplatte rotbraunen Rost ergibt, während Eisenspäne, die unter einer längeren Wassersäule liegen, schwarzen Rost bilden.

[1] Vgl. dazu Haber: Z. Elektrochem. Bd. 7, S. 215, 724. 1901.

[2] Vgl. W. Ostwald: Grundlinien der anorgan. Chemie, S. 577 ff. u. 582. 1900.

Digitized by Google

Versuche zur Reindarstellung des grünen Ferrits.

Es wurde nun versucht, den analytischen Nachweis zu erbringen, daß die grüne Verbindung wirklich ein Ferri- auf ein Ferroatom enthält. Die Isolierung dieses Hydroxydes gelang aber nicht reproduzierbar.

Der theoretisch einfachste Weg — Fällung aus Lösungen, die an Ferro- und Ferrisalz äquimolar sind — führte immer zum schwarzen Ferrit. Fällt man aus großem Überschuß an Ferrosalz, so wird der Niederschlag grün. Es gelang aber nicht, das grüne Ferrit von dem mitgefällten Ferrohydroxyd zu befreien.

Wir glaubten dann, zum Ziele zu kommen, wenn wir vor der Fällung der Eisensalzlösung Ammonchlorid zufügten. Wir füllten z. B. den evakuierten Kolben *B* der Apparatur halb mit einer an Ammonchlorid und Ferrochlorid D. Ap. 7 gesättigten Lösung und halb mit wässerigem Ammoniak. Da das genannte Ferrochlorid ziemlich stark mit Ferrosalz verunreinigt ist, entstand ein dunkelgrüner Niederschlag, der nach einiger Zeit heller und körnig wurde; er wurde abgeschleudert, die überstehende Lösung durch gesättigte Ammonchloridlösung ersetzt und das Ganze tüchtig durchgeschüttelt. Dann wurde durch mehrfaches Abschleudern und Behandeln mit sauerstofffreiem Wasser solange gereinigt, bis ein hellgraugrünes milchiges Sol entstand, das gegen weiteres Abschleudern beständig war. Die Analyse ergab immer noch einen großen Überschuß an Ferroeisen über den geforderten Wert. Wir unterwarfen daraufhin das Sol noch einmal einer Behandlung mit Ammonchlorid, das Ferrit wurde aber dabei über Nacht schwarz.

Ganz ähnliche Erscheinungen traten auf, als Ferrohydroxyd unvollständig oxydiert und durch Zentrifugieren gereinigt wurde. Nur war das entstehende Sol schön smaragdgrün durchsichtig und mehr als 3 Monate beständig.

Nur die Reaktion zwischen Ferrohydroxydsol und Ferrihydroxydsol ergab einen bescheidenen Erfolg.

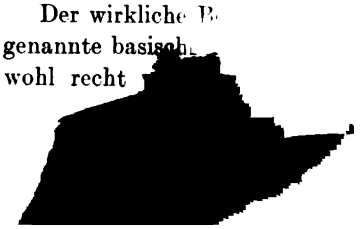
Zu einem luftfreien Ferrihydroxydsol wurde das Zehnfache der berechneten Menge an Ferrohydroxydsol gefügt. Es bildete sich eine beständige kolloide Lösung, die sich nicht ausschleudern ließ. Der Gehalt dieser Lösung an überschüssigem Ferrohydroxyd wurde durch Zugabe von Ammonchlorid in eine wahre Lösung übergeführt; dabei flockte die grüne Verbindung aus. Diese wurde mehrfach mit Ammonchloridlösung nachgewaschen und schließlich zur Hälfte in luftfreier Salzsäure gelöst. Die Analyse ergab das Verhältnis

$$\frac{\text{Ferrieisen}}{\text{Gesamteisen}} = \frac{0{,}28\ n/10\ \text{Thiosulfatlösung}}{0{,}56\ n/10\ \text{Thiosulfatlösung}}.$$

Der Rest des grünen Körpers wurde von Ammonchlorid freigewaschen und ging dabei wieder in kolloide Lösung. Diese wurde gleichfalls mit Salzsäure versetzt, wobei sich zunächst ein Ferrihydroxydsol bildete. Schließlich entstand eine gelbe Lösung, für die das Verhältnis festgestellt wurde:

$$\frac{\text{Ferrieisen}}{\text{Gesamteisen}} \quad 0{,}44$$

Der wirkliche B
genannte basisch
wohl recht



küle $Fe(OH)_3$ und ein Molekül $Fe(OH)_2$ verbinden, eine Zwischenverbindung auftritt, die ein Molekül $Fe(OH)_3$ und ein Molekül $Fe(OH)_2$ enthält, zumal wenn zwischen Anfang und Ende der Reaktion eine Zwischenfarbe erscheint, die nicht ohne weiteres als Mischfarbe der Anfangs- und der Endfarbe erklärt werden kann. Es sind außerdem entsprechende Verbindungen bekannt geworden[1].

Oxydation des Ferrohydroxyds durch chemisch gebundenen Sauerstoff.

Es sei noch kurz auf die Oxydation des Ferrohydroxyds durch chemisch gebundenen Sauerstoff eingegangen. Eine reduzierende Einwirkung des Ferrohydroxyds auf Wasser und in Wasser gelöstes Kohlendioxyd ist nicht erkennbar[2]. In einem zugeschmolzenen evakuierten Gefäß unter Wasser aufbewahrtes Ferrohydroxyd war nach 16 Monate langer Lagerung noch rein weiß.

Desgleichen wurde keine Einwirkung von Magnesiumsulfat und Chromhydroxyd auf das Ferrohydroxyd festgestellt.

Aus Ferrisalz fällt Ferrohydroxyd, besonders kolloides, Ferrihydroxyd und bildet dann mit diesem schwarzes Ferroferrit.

Ammonnitrat, in geringer Menge zu einem Ferrohydroxydniederschlag gefügt, wirkt erst nach einigen Tagen ein. Der Niederschlag wird sehr langsam grün und schließlich im Verlaufe einiger Wochen schwarz[3].

Wasserstoffperoxyd oxydiert das Ferrohydroxydsol rasch zu einem Ferrihydroxydsol.

Zusammenfassung.

1. Ein Ferrohydroxydsol wurde aus einem Ferrohydroxydniederschlag durch mehrfaches Abzentrifugieren und Wiederaufschlämmen mit luftfreiem Wasser hergestellt.

2. Die Koagulationswirkung einiger Salze wurde halbquantitativ bestimmt, wobei sich zeigte, daß die Anionen für die Flockung maßgebend sind. Das Ferrohydroxydsol ist also positiv.

3. Ferrohydroxyd ist befähigt, sich mit Ferrihydroxyd umzusetzen. Es bildet sich dabei nach einer grünen Zwischenverbindung schwarzes Ferroferrit. Die grüne Zwischenverbindung ist wahrscheinlich aus einem Molekül Ferro- und einem Molekül Ferrieisen aufgebaut.

[1] Martin (Chemie et Industrie 1924, S. 406; Chem. Zentralbl. 1924 II, S. 1780) stellte Kalziumferrit $CaO \cdot Fe_2O_3$ und „basisches" Kalziumferrit $2\,CaO \cdot Fe_2O_3$ dar. Hilpert (Ber. D. Chem. Ges. Bd. 42, S. 2248. 1909) spricht sogar über hydratisches $2\,FeO \cdot Fe_2O_3$, das sog. Hausersche Eisenoxyd. Es scheint hier aber ein Irrtum vorzuliegen; denn Hauser selbst (Ber. D. Chem. Ges. Bd. 40, S. 1958) gibt die Formel $4\,FeO \cdot Fe_2O_3$ an.

[2] Schmidt (Liebigs Ann. Bd. 36, S. 101), auf dessen Untersuchungen über das Ferrohydroxyd heute noch sehr viele Beschreibungen des Ferrohydroxyds zurückgehen, nimmt an, daß Wasser und auch Kohlendioxyd das Ferro- ydroxyd oxydieren. Es dürfte sich bei den entsprechenden obachtungen aber wohl um eine Oxydation durch Luft- erstoff handeln, den man bei der damaligen Versuchs- chnik nicht genügend ausschließen konnte.

[3] Baudisch und Meyer (Biochem. Z. Bd. 107, S. 1. 1920) geben an, daß Ferrohydroxyd von Nitraten nicht oxydiert wird. Sie haben aber nur einen Tag lang beobachtet.

Digitized by Google

Symmetriegruppen mit zwei Translationen.

Von **Alfred Burgeni** und **Karl Weissenberg.**

Einleitung.

Der makroskopischen und optisch-mikroskopischen Untersuchung stellen sich die Kristalle als anisotrope homogene Kontinua dar. Nach den bisherigen physikalisch-chemischen Ergebnissen kann jedoch an der diskontinuierlichen Struktur der Materie nicht mehr gezweifelt werden, und es ergibt sich die Frage, wie das Diskontinuum der Kristalle beschaffen sein muß, damit es mit keiner, an sichtbaren Kristallen beobachteten Eigenschaft in Widerspruch steht.

Als streng homogen bezeichnen wir einen Körper, dessen einzelne Punkte voneinander nicht unterschieden werden können. Man erkennt, daß diese Art der Homogenität nur im Kontinuum erfüllt sein kann, denn der diskontinuierliche Charakter bedingt notwendig Inhomogenität. Es kann nun aber ein Diskontinuum so beschaffen sein, daß in drei nichtkomplanaren Richtungen x, y, z translatorisch identische Punkte in stets gleichen Abständen t_x, t_y, t_z aufeinanderfolgen. Durch die Richtungen und Größen x, t_x; y, t_y; z, t_z sind drei Vektoren festgelegt, welche einen Raum der Nichtidentität bestimmen, der sich unendlich häufig wiederholt und so ein Diskontinuum herstellt, welches streng homogen bezüglich des Raumes der Nichtidentität ist. Geben wir den Vektoren Richtungen kürzester, nichtkomplanarer Identitätsabstände, so erkennt man, daß ein Diskontinuum sich makroskopisch und optisch-mikroskopisch als Scheinkontinuum darstellen wird, wenn die Vektoren im Verhältnis zu den Wellenlängen des sichtbaren Lichtes geringe Größen haben. Das ist bei den Kristallen in der Tat der Fall; die röntgenographischen Untersuchungen haben ergeben, daß sie als streng homogene, räumliche Diskontinua aufzufassen sind, deren kürzeste Translationsperioden eine Größenordnung von 10^{-8} cm haben, d. i. ungefähr tausendmal kleiner als die Wellenlängen des sichtbaren Lichtes.

Nun liefert aber der Kristallbau den Schlüssel zur Erforschung der Eigenschaften von Substanzen im festen Aggregatzustand, und es war daher eine überaus wichtige Aufgabe, eine Systematik der räumlichen, streng homogenen Diskontinua aufzustellen. Diese Systematik wurde von Schönfließ (1891) und gleichzeitig unabhängig von Fedorow gegeben und gründet sich auf die Symmetrieeigenschaften der Diskontinua. Danach werden räumlich Diskontinua gleicher Symmetrie zu Gruppen, den sog. Symmetrie- oder Raumgruppen, vereinigt. Die Untersuchung zeigte, daß mit einem streng homogenen Diskontinuum, welches sich nach drei nichtkomplanaren Richtungen ins Unendliche erstreckt, 230 und nur 230 verschiedenartige Raumgruppen verträglich sind.

Allgemein gibt es im Diskontinuum vier verschiedene Kategorien von Symmetriegruppen, je nach der Anzahl von 0, 1, 2, 3 unabhängigen Translationen, welche in ihnen enthalten sind. Sie sollen in der Folge mit Σ_0, Σ_I, Σ_{II}, Σ_{III} bezeichnet werden. Die von Schönfließ und Fedorow abgeleiteten 230 Raumgruppen sind dann identisch mit den Σ_{III}. Dieselben gehen für

$$\lim t_x = \lim t_y = \lim t_z = 0$$

in 32 translationslose Punktsymmetriegruppen Σ_0 über, welche identisch mit den 32 Symmetriegruppen der der Kristallklassen sind. Die große Bedeutung, welche den Σ_0 und Σ_{III} zukommt, ist ohne weiteres zu erkennen: Alle Kristalle stellen Diskontinua dar, welche innerhalb der 230 Σ_{III} eingereiht werden können. Die Lage der Partikeln innerhalb einer bestimmten Σ_{III} ist durch die Angabe ihrer Punkt-Symmetriegruppe Σ_0 (bis auf 0, 1, 2, 3 Freiheitsgrade) festgelegt.

Jede Σ_{III} enthält nun eine gewisse Anzahl verschiedenartiger Σ_I und Σ_{II}, deren Angabe von mehr als bloß formaler Bedeutung ist. Insbesondere werden die Σ_I und Σ_{II} bei Diskussion des Kristallhabitus und der Kohäsionseigenschaften heranzuziehen sein[1].

In der nachfolgenden Arbeit soll die vollständige Ableitung sämtlicher möglicher Σ_{II} gegeben werden. Dieselbe wäre prinzipiell nach zwei verschiedenen Gesichtspunkten durchführbar:

1. Es werden alle jene Σ_{II} aufgesucht, in welche jede der Σ_{III} übergeht, wenn man eine Translation gegen Null konvergieren läßt.

2. Die Ableitung der Σ_{II} wird unabhängig von den Σ_{III} durchgeführt, indem eine Geometrie der streng homogenen Diskontinua mit zwei Translationen entwickelt wird.

Wir haben uns für den zweiten Weg entschieden, da er übersichtlicher, instruktiver und keineswegs langwieriger ist als der erste. Man wird dabei analog vorgehen müssen wie bei der Ableitung der Σ_{III}, welche besonders klar und ausführlich in P. Nigglis Buch: Geometrische Kristallographie des Diskontinuums. (Verlag Gebr. Bornträger 1919) dargestellt ist. Begriffe, Gesetzmäßigkeiten und Nomenklaturen, welche für die Σ_{II} und Σ_{III} gleiche Geltung haben, werden im allgemeinen nicht mehr näher erläutert, da sonst der Umfang der Arbeit außerordentlich groß würde. Es sei in allen diesen Fällen auf Nigglis oben erwähntes Buch verwiesen.

Erster Abschnitt.

Die Symmetrieelemente.

Unter den Deck- oder Symmetrietransformationen versteht man alle jene Transformationseigenschaften eines Objektes, welche ein gegebenes Koordinatensystem in alle, bezüglich der Beschreibung des Objektes gleichwertige überführen. Es kann streng bewiesen werden, daß im euklidischen Raum nur solche Transformationen Decktransformationen sein können, die geometrisch als Translation, Drehung oder Spiegelung sowie deren Kombination gedeutet werden können. Man faßt sie unter dem Namen Symmetrieoperati-

[1] Vgl. K. Weißenberg, Z. Physik Bd. 34; Z. Kristallogr. Bd. 62; Chem. Ber. Bd. 59.

Digitized by Google

onen zusammen. Demnach sind folgende Symmetrieoperationen zu unterscheiden:

1. Translation
2. Drehung
3. Spiegelung

} einfache Symmetrieoperationen

4. Translation + Drehung = Schraubung
5. Translation + Spiegelung = Gleitspiegelung
6. Drehung + Spiegelung = Drehspiegelung

} Zusammengesetzte Symmetrieoperationen

Kombinationen von höherer als zweiter Klasse führen zu keinen Ergebnissen, welche nicht auch durch eine der genannten Operationen 1. bis 6. darstellbar wären.

Jedes Objekt, welches eine Decktransformation gestattet, muß auch die beliebig häufige Wiederholung derselben gestatten, welche Potenz der Decktransformation genannt wird. Durch fortgesetztes Potenzieren erhält man eine Gruppe von Decktransformationen, die sog. Potenzgruppe[1].

Diese Überlegungen ermöglichen es, den Begriff Symmetrieelement scharf und eindeutig zu definieren. Jedes Symmetrieelement kennzeichnet eine Potenzgruppe von linearen Decktransformationen.

Drehachsen werden demnach 1, 2, 3, ... n-zählig sein, je nach dem ein Koordinatensystem nach einer Drehung um 2π, $\frac{2\pi}{2}$, $\frac{2\pi}{3}$, $\cdots\cdots$ $\frac{2\pi}{n}$ erstmalig in ein anderes übergeführt wird, hinsichtlich welchem die Beschreibung des Objektes identisch ausfällt. Analoges gilt für Schrauben- und Drehspiegelachsen. Das heißt also: 1, 2, 3, ... n-zählige Achsen sind dadurch gekennzeichnet, daß nach 1., 2., 3., ... n-Potenz der Decktransformation, ein transformiertes Koordinatensystem wieder identisch mit dem ursprünglichen zusammenfällt (wobei die Transformation immer im gleichen Drehsinn auszuüben ist).

Eine Untersuchung, die durchaus gleichartig zu führen ist wie bei den Raumgruppen, zeigt, daß auch in Symmetriegruppen mit zwei Translationen nur 1-, 2-, 3-, 4- und 6zählige Achsen als Symmetrieelemente vorkommen können. Dieses Ergebnis, in Verbindung mit der oben gegebenen Definition, gestattet die Ableitung sämtlicher im Diskontinuum möglicher Symmetrieelemente. Es sind die folgenden:

1. Drehachsen:
   a) Monogonale Drehachse (sie ist der Ausdruck für die Identität);
   b) Digonale Drehachse;
   c) Trigonae Drehachse;
   d) Tetragolnale Drehachse.
   e) Hexagonale Drehachse.
2. Schraubenachsen:
   a) Monogonale Schraubenachse (sie ist identisch mit der Translationskette);
   b) Digonale Schraubenachse;
   c) Trigonale Schraubenachse von linkem Windungssinn $\left(\text{Schraubungskomponente } \frac{\tau}{3}\right)$;
   d) Trigonale Schraubenachse von rechtem Windungssinn $\left(\text{Schraubungskomponente } \frac{\tau}{3}\right)$;
   e) Tetragonale Schraubenachse von linkem Windungssinn $\left(\text{Schraubungskomponente } \frac{\tau}{4}\right)$;
   f) Tetragonale Schraubenachse von rechtem Windungssinn $\left(\text{Schraubungskomponente } \frac{\tau}{4}\right)$;
   g) Hexagonale Schraubenachse von linkem Windungssinn $\left(\text{Schraubungskomponente } \frac{\tau}{6}\right)$;
   h) Hexagonale Schraubenachse von rechtem Windungssinn $\left(\text{Schraubungskomponente } \frac{\tau}{6}\right)$.
3. Spiegelebene.
4. Gleitspiegelebene
   Gleitkomponenten sind $\frac{a}{2}$, $\frac{b}{2}$ oder $\frac{a+b}{2}$, wenn mit a und b die Vektoren kürzester Identitätsperioden der Ebene bezeichnet werden.
5. Drehspiegelachsen:
   a) Monogonale Drehspiegelachse (sie ist identisch mit 3);
   b) Digonale Drehspiegelachse = Inversionszentrum;
   c) Trigonale Drehspiegelachse;
   d) Tetragonale Drehspiegelachse;
   e) Hexagonale Drehspiegelachse.

Man sieht, daß diese Statistik der Symmetrieelemente sich nicht vollständig mit der sonst allgemein angegebenen deckt[1]. Es können nämlich tetragonale Schraubenachsen mit der Schraubungskomponente $\frac{\tau}{2}$ und hexagonale Schraubenachsen mit Schraubungskomponenten $\frac{\tau}{3}$, $\frac{\tau}{2}$ und $\frac{2\tau}{3}$ nicht als Potenzgruppen einer Decktransformation gedeutet werden. So ist z. B. die tetragonale Schraubenachse mit der Schraubungskomponente $\frac{\tau}{2}$ als Kombination einer digonalen Drehachse mit einer digonalen Schraubenachse unter einem Winkel von 0° oder 180° aufzufassen.

Schließlich sei noch bemerkt, daß trigonale und hexagonale Drehspiegelachsen zwar Symmetrieelemente im Sinne obiger Auffassung sind, sie sollen aber in der Folge nicht als selbständige Symmetrieelemente geführt, sondern als Kombinationen einer trigonalen Drehachse mit einer dazu senkrecht stehenden Spiegelebene bzw. einem Inversionszentrum aufgefaßt werden.

Wir wenden uns nunmehr der Frage zu, welche der genannten Symmetrieelemente und in welchen Lagen dieselben mit den Voraussetzungen für die Σ_{II} verträglich sind. Alle jene Fälle sind auszuschließen, bei welchen sich durch Art oder Lage des Symmetrieelementes eine dritte unabhängige Translation einstellt. Die Untersuchung, deren Ergebnis ohne weiteres klar ist, zeigt, daß in Symmetriegruppen mit zwei Translation auftreten können:

1. Drehachsen:
   a) Monogonale Drehachsen in beliebiger Richtung;
   b) Digonale Drehachsen senkrecht oder im Translationsnetz;

[1] Vgl. z. B. Niggli, l. c. S. 30ff.

[1] Vgl. z. B. Niggli, l. c. S. 25ff.

Digitized by Google

c) Trigonale Drehachsen
d) Tetragonale Drehachsen
e) Hexagonale Drehachsen
} senkrecht zum Translationsnetz.

2. Schraubenachsen:
   a) Monogonale Schraubenachsen (Translationskette in beliebiger Richtung);
   b) Digonale Schraubenachsen im Translationsnetz.
3. Spiegelebenen.
   Senkrecht oder im Translationsnetz.
4. Gleitspiegelebenen.
   Senkrecht oder im Translationsnetz. Die Gleitkomponenten dürfen nur Richtungen parallel zum Translationsnetz haben.
5. Drehspiegelachsen:
   a) Monogonale Drehspiegelachsen (identisch mit 3);
   b) Digonale Drehspiegelachsen = Inversionszentrum im Translationsnetz;
   c) Trigonale Drehspiegelachsen
   d) Tetragonale Drehspiegelachsen
   e) Hexagonale Drehspiegelachsen
   } senkrecht zum Translationsnetz.

5. c) und 5. e) werden nach S. 172 nicht als Symmetrieelemente geführt.

Zweiter Abschnitt.

Elementare Symmetriegruppen.

In diesem Abschnitt wird die vollständige Ableitung derjenigen Symmetriegruppen Σ_{II} entwickelt, die durch Kombination eines einzelnen Symmetrieelementes mit den beiden Translationen des Diskontinuums entstehen. Sie sollen als elementare Symmetriegruppen bezeichnet werden.

Durch die Wirkung der Translationen entstehen im Diskontinuum zu einem gegebenen Ausgangs-Symmetrieelement eine unendliche Parallelschar identischer Symmetrieelemente, welche voneinander einen endlichen kleinsten Abstand haben. Jede identische Parallelschar bedingt aber außerdem noch Scharen von Symmetrieelementen, die der Ausgangsschar parallel, mit ihr aber nicht identisch sind und deren einzelne Glieder ebenfalls endliche kleinste Abstände voneinander haben. Die Gesamtheit der Parallelscharen, die so entstehen, bezeichnet man als die isomorphe Parallelschar des Symmetrieelementes. Die Ableitung der elementaren Symmetriegruppen ist dann identisch mit der Bestimmung der isomorphen Parallelscharen der einzelnen Symmetrieelemente.

Im vorhergehenden Abschnitt haben wir alle diejenigen Symmetrieelemente nach Art und Lage bestimmt, welche für Symmetriegruppen mit zwei Translationen in Betracht kommen. Zur vollständigen Ableitung der isomorphen Parallelscharen werden wir also die im ersten Abschnitt charakterisierten Symmetrieelemente mit den beiden Translationen des Diskontinuums zu kombinieren haben.

Bezeichnungsweise: Jede Σ_{II} wird in der Folge eindeutig durch ein Klassensymbol und einen Gruppenindex gekennzeichnet. Das Klassensymbol gibt die in kleinen Kurrentbuchstaben geschriebene Symmetriegruppe Σ_0 an, in welche eine Σ_{II} für

$$\lim t_x = \lim t_y = 0$$

übergeht. Der Gruppenindex ermöglicht dann die verschiedenen Σ_{II} zu unterscheiden, welche der gleichen Klasse angehören.

I. Symmetriegruppen mit Parallelscharen, die einer monogonalen Achse isomorph sind.

Die einzählige Achse beliebiger Richtung ist lediglich Ausdruck für die Identität. Symmetrieelemente sind nur die Translationsketten (dieselben sind im Diskontinuum selbstverständlich und werden in den übrigen Gruppen nicht mehr angegeben). Die beiden Translationsperioden a und b sind ungleichwertig, bilden ein primitives Paar und schließen einen beliebigen Winkel γ ein (Abb. 1). Auch die beiden anderen Achsenwinkel α und β können beliebige Werte annehmen. Gruppensymbol $\mathfrak{c}_1^1$.

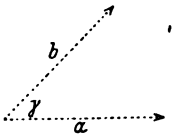


Abb. 1. Translationsbild für $\mathfrak{c}_1^1$.

II. Symmetriegruppen mit Parallelscharen, die einer polaren digonalen Achse isomorph sind.

Je nach der Lage der Ausgangs-Symmetrieelemente sind folgende Fälle zu unterscheiden:

1. Symmetriegruppe $\mathfrak{c}_2^1$.

Alle digonalen Achsen sind Drehachsen senkrecht zur Translationsebene. Durch den Punkt A_1 (Abb. 2) gehe senkrecht zur Translationsebene eine polare digonale Drehachse m_1. Sind a und b die beiden kürzesten Perioden, so müssen durch A_2, A_3, A_4 gleichfalls digonale Drehachsen m_2, m_3, m_4 gehen, die mit m_1 identisch sind. Mitten zwischen zwei identischen Achsen ($m_1\, m_2$; $m_3\, m_4$; $m_1\, m_3$; $m_2\, m_4$; $m_1\, m_4$; $m_2\, m_3$) stellen sich, wie man aus Abb. 3 entnehmen kann, weitere, mit m_1 nicht identische digonale Achsen n_1, n_2, p_1, p_2, q_1 ein. Dieselben können nur Drehachsen sein, da Schraubenachsen in dieser Stellung unzulässig sind.

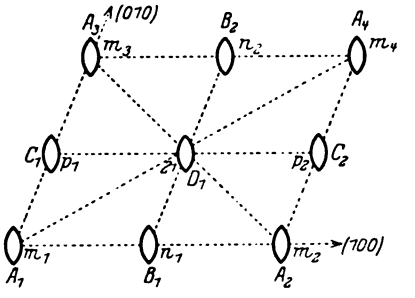


Abb. 2. Symmetrieelem. in $\mathfrak{c}_2^1$. Proj. auf $(001)_0$.

Weitere digonale Achsen können im Parallelogramm $A_1 A_2 A_3 A_4$ nicht auftreten, da vorausgesetzt wurde, daß $\overline{A_1 A_2}$ und $\overline{A_1 A_3}$ die kürzesten Identitätsabstände sind; dann sind aber $\overline{A_1 B_1}$ und $\overline{A_1 C_1}$ die kürzesten, überhaupt möglichen Abstände zwischen digonalen Drehachsen.

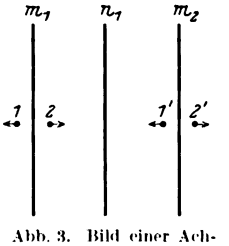


Abb. 3. Bild einer Achsenebene senkrecht zum Translationsnetz. Durch Wirkung der dig. Drehachsen m_1 und m_2 geht 2 aus 1, 2' aus 1' hervor. 2, 1' bzw. 1, 2' sind dann symmetrisch bezüglich einer dig. Drehachse n_1 mitten zwischen m_1 und m_2.

Die beiden kürzesten Translationsperioden a und b sind ungleichwertig, bilden ein primitives Paar und schließen einen beliebigen Winkel γ ein (vgl. Abb. 1). Die beiden anderen Achsenwinkel α und β sind 90°.

Symmetrieelemente: Digonale Drehachsen

$$[001]_{000};\ [001]_{\frac{1}{2}00};\ [001]_{0\frac{1}{2}0};\ [001]_{\frac{1}{2}\frac{1}{2}0}.$$

Digitized by Google

2. Symmetriegruppe $\mathfrak{c}_2^2$.

Alle digonalen Achsen sind Drehachsen, welche in der Translationsebene liegen. Analoge Überlegungen, wie die für $\mathfrak{c}_2^1$ durchgeführten, ergeben, daß mitten zwischen zwei translatorisch identischen digonalen Achsen eine weitere, nichtidentische digonale Achse liegt (Abb. 4). Die Translationsperioden a und b stehen senkrecht aufeinander, und zwar wählen wir a senkrecht, b parallel den digonalen Achsen. Sie bilden ein primitives Paar. Das Netz ist einfach primitiv und rechtwinklig. β = beliebig; $\alpha = \gamma = \frac{\pi}{2}$.

Symmetrieelemente: Digonale Drehachsen $[010]_{000}$; $[010]_{\frac{1}{2}00}$.

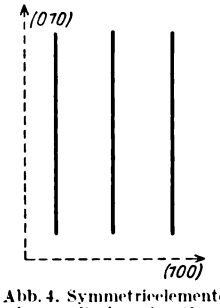


Abb. 4. Symmetrieelemente in $\mathfrak{c}_2$. Proj. auf $(001)_0$.

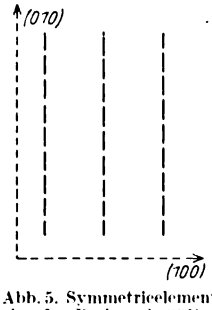


Abb. 5. Symmetrieelemente in $\mathfrak{c}_2^2$. Proj. auf $(001)_0$.

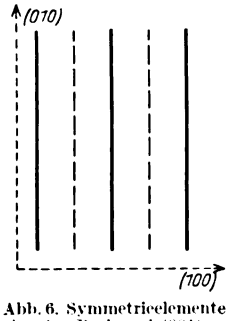


Abb. 6. Symmetrieelemente in $\mathfrak{c}_2^3$. Proj. auf $(001)_0$.

3. Symmetriegruppe $\mathfrak{c}_2^3$.

Alle digonalen Achsen sind Schraubenachsen, welche in der Translationsebene liegen. Die Verhältnisse sind sonst analog wie bei $\mathfrak{c}_2^2$ (Abb. 5).

Symmetrieelemente: Digonale Schraubenachsen $[010]_{000}$; $[010]_{\frac{1}{2}00}$.

4. Symmetriegruppe $\mathfrak{c}_2^4$.

Die digonalen Achsen sind abwechselnd Dreh- und Schraubenachsen und liegen in der Translationsebene. Wir wählen a senkrecht, b parallel den digonalen Achsen. Sie sind ungleichwertig und bilden kein primitives Paar (Abb. 6).

Zwei identische digonale Drehachsen, welche durch eine digonale Schraubenachse voneinander getrennt sind, können durch eine primitive Translation verbunden werden, welche schief zu den Achsenrichtungen a und b steht. Erst die übernächsten identischen Dreh- oder Schraubenachsen liefern mit ihren Fußpunkten auf der Normalebene primitive Translationen. Die primitiven Translationen verlaufen in den Richtungen $[\frac{1}{2}\ \frac{1}{2}\ 0]$; $[\frac{1}{2}\ \bar{\frac{1}{2}}\ 0]$. Das Netz ist daher rhombisch und entsteht aus einem rechteckigen Netz mit den primitiven Translationen a und b, durch Flächenzentrierung. β = beliebig; $\alpha = \gamma = \frac{\pi}{2}$.

Symmetrieelemente:
Digonale Drehachsen $[010]_{000}$; $[010]_{\frac{1}{2}00}$;
Digonale Schraubenachsen $[010]_{\frac{1}{4}00}$; $[010]_{\frac{3}{4}00}$.

III. Symmetriegruppen mit Parallelscharen, die einer polaren trigonalen Achse isomorph sind.

Es sind nur trigonale Drehachsen senkrecht zur Translationsebene zulässig. Ihre isomorphe Schar ist identisch mit der

Symmetriegruppe $\mathfrak{c}_3^1$.

A_1 sei der Durchstoßpunkt einer polaren trigonalen Drehachse auf der Translationsebene (Abb. 7). Durch B gehe eine weitere trigonale Drehachse, welche von A_1 die kleinstmöglichste Entfernung haben soll. Dann müssen durch A_2 und A_3 gleichfalls trigonale Achsen gehen, welche mit der durch A_1 gehenden identisch sind. Parallel der primitiven Translation $\overline{A_2 A_3}$ verläuft $\overline{A_1 A_4}$. Auch A_4 ist also Durchstoßpunkt einer trigonalen Achse, welche mit der durch A_1 gehenden identisch ist. $A_1 A_3 A_4$ bilden ein gleichseitiges Dreieck; sein Schwerpunkt C ist wie B Durchstoßpunkt einer trigonalen Achse. Sie steht mit der Voraussetzung, daß $\overline{A_1 B}$ die kleinstmögliche Entfernung zwischen trigonalen Achsen sein soll, im Einklang, denn es ist $\overline{BC}\ \overline{A_1 B}\ \overline{A_1 C}\ \overline{A_3 C}\ \overline{A_4 C}$.

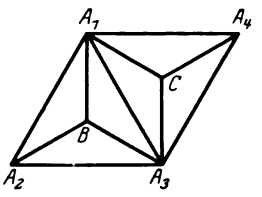


Abb. 7.

Ein primitives Translationspaar wird durch zwei Vektoren dargestellt, welche gleichen absoluten Betrag haben und unter einem Winkel von 60° stehen. Das Netz ist also gleichseitig. Legt man der Beschreibung ein rechtwinkliges Translationspaar a, b zugrunde, so ergibt sich folgendes Bild der Translationen und Symmetrieelemente (Abb. 8).

a und b sind ungleichwertig und verhalten sich wie $1 : \sqrt{3}$. Sie bilden ein doppelt primitives, zentriertes Netz.

Symmetrieelemente: Trigonale Achsen $[001]_{000}$; $[001_{\frac{1}{3}\frac{2}{3}}0]$; $[001]_{\frac{1}{2}00}$; $[001]_{0\frac{1}{2}0}$; $[001]_{\frac{1}{2}00}$; $[001]_{\frac{1}{2}\frac{1}{2}0}$.

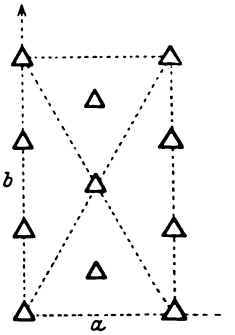


Abb. 8. Symmetrieelement in $\mathfrak{c}_3^1$. Proj. auf $(001)_0$.

IV. Symmetriegruppen mit Parallelscharen, welche einer polaren, tetragonalen Achse isomorph sind.

Es sind nur tretragonale Drehachsen senkrecht zur Translationsebene zulässig. Ihre isomorphe Schar ist identisch mit der

Symmetriegruppe $\mathfrak{c}_4^1$.

A_1 sei der Durchstoßpunkt einer polaren tetragonalen Achse auf der Translationsebene (Abb. 9). Durch B gehe eine tetragonale Achse, welche von A_1 kleinstmögliche Entfernung haben soll. B erzeugt in den Punkten $A_2 A_3 A_4$ weitere tetragonale Achsen, welche mit der Achse durch A_1 identisch sind. Da jede tetragonale Drehachse gleichzeitig digonale Achse ist, folgt nach S. 173, daß mitten zwischen zwei identischen tetragonalen Achsen eine digonale Drehachse liegt.

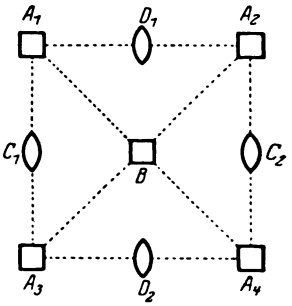


Abb. 9. Symmetrieelemente in $\mathfrak{c}_4$. Proj. auf $(001)_0$.

Digitized by Google

Die beiden Translationen a und b sind gleichwertig, stehen senkrecht aufeinander und bilden ein primitives Paar. Das Netz ist quadratisch. $\alpha = \beta = \frac{\pi}{2}$.

Symmetrieelemente:

Tetragonale Drehachsen $[001]_{000}$; $[001]_{\frac{1}{2}\frac{1}{2}0}$.

Digonale Drehachsen $[001]_{\frac{1}{2}00}$; $[001]_{0\frac{1}{2}0}$.

V. Symmetriegruppen mit Parallelscharen, die einer polaren hexagonalen Achse isomorph sind.

Es sind nur hexagonale Drehachsen senkrecht zur Translationsebene zulässig. Ihre isomorphe Parallelschar ist identisch mit der

Symmetriegruppe $\mathfrak{C}_6^1$.

A_1 sei der Durchstoßpunkt einer polaren hexagonalen Drehachse mit der Translationsebene (Abb. 10). Durch

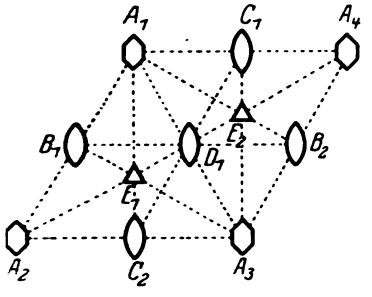


Abb. 10.

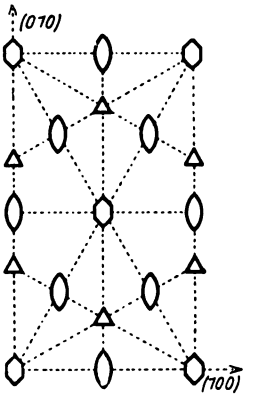


Abb. 11. Bild der Symmetrieelemente in $\mathfrak{C}_3^1$. Proj. auf $(001)_0$.

A_2 gehe eine hexagonale Drehachse, welche von A_1 kleinstmögliche Entfernung haben soll. Dann müssen durch A_3 und A_4 gleichfalls hexagonale Achsen gehen, welche mit der durch A_1 gehenden identisch sind. Die hexagonale Achse mit dem Durchstoßpunkt A_3 hat zur Folge, daß auch A_2 mit A_1 identisch ist. Weitere hexagonale Achsen können nicht auftreten, da vorausgesetzt wurde, daß $\overline{A_1A_2}$ der kleinstmögliche Abstand zwischen hexagonalen Achsen sein soll. Alle hexagonalen Drehachsen sind gleichzeitig digonale und trigonale Drehachsen, daher liegt mitten zwischen je zwei hexagonalen Achsen eine digonale Achse (durch $B_1B_2C_1C_2D_1$), während durch die Schwerpunkte E_1 und E_2 der gleichseitigen Dreiecke $A_1A_2A_3$ und $A_1A_3A_4$ trigonale Achsen gehen müssen.

Netz, Koordinatensystem und Achsenverhältnisse sind analog wie bei der Gruppe $\mathfrak{C}_3^1$. Das Bild der Translation und Symmetrieelemente ergibt sich aus Abb. 11.

Symmetrieelemente:

hexagonale Drehachsen $[001]_{000}$; $[001]_{\frac{1}{2}\frac{1}{2}0}$;

trigonale Drehachsen

$[001]_{\frac{1}{3}00}$; $(001)_{\frac{2}{3}\frac{1}{3}0}$; $[001]_{\frac{2}{3}00}$; $[001]_{\frac{1}{3}\frac{1}{3}0}$;

digonale Drehachsen

$[001]_{\frac{1}{2}00}$; $[001]_{0\frac{1}{2}0}$; $[001]_{\frac{1}{4}\frac{1}{4}0}$; $[001]_{\frac{3}{4}\frac{3}{4}0}$; $[001]_{\frac{1}{4}\frac{3}{4}0}$; $[001]_{\frac{3}{4}\frac{1}{4}0}$.

VI. Symmetriegruppen mit Parallelscharen, welche einer Spiegelebene isomorph sind.

Je nach der Lage der Ausgangs-Symmetrieelemente sind folgende Fälle zu unterscheiden:

1. Symmetriegruppe $\mathfrak{C}_s^1$.

Die Ausgangs-Spiegelebene fällt mit dem Translationsnetz zusammen. Die isomorphe Parallelschar ist identisch mit der Spiegelebene selber. Beide Translationen a und b sind ungleichwertig, schließen einen beliebigen Winkel γ ein und bilden ein primitives Paar. γ ist beliebig, $\alpha = \beta = \frac{\pi}{2}$.

Symmetrieelemente: Spiegelebene $(001)_0$.

2. Symmetriegruppe $\mathfrak{C}_s^2$

ist eine Gleitspiegelebene, die mit dem Translationsnetz zusammenfällt. Die Verhältnisse sind sonst analog wie bei $\mathfrak{C}_s^1$.

Symmetrieelemente: Gleitspiegelebene $(001)_0$.

3. Symmetriegruppe $\mathfrak{C}_s^3$

ist die isomorphe Schar einer Spiegelebene senkrecht zum Translationsnetz. Mitten zwischen zwei translatorisch identischen Spiegelebenen stellt sich aus Symmetriegründen eine weitere nichtidentische Spiegelebene ein (Abb. 12).

a und b sind ungleichwertig, stehen senkrecht aufeinander und bilden ein primitives Paar. Wir wählen a senkrecht, b parallel den Spiegelebenen. $\alpha =$ beliebig, $\beta = \gamma = \frac{\pi}{2}$. Das Netz ist rechtwinklig.

Symmetrieelemente: Spiegelebenen $(100)_0$; $(100)_{\frac{1}{2}}$.

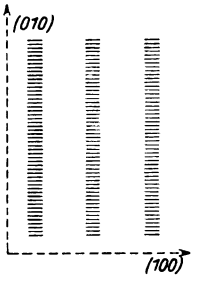


Abb. 12. Symmetrieelemente in $\mathfrak{C}_s^3$. Proj. auf $(001)_0$.

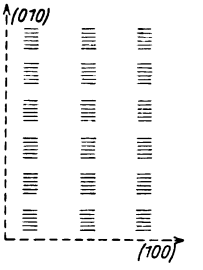


Abb. 13. Symmetrieelemente in $\mathfrak{C}_s^4$. Proj. auf $(001)_0$.

4. Symmetriegruppe $\mathfrak{C}_s^4$

ist die isomorphe Schar einer Gleitspiegelebene senkrecht zum Translationsnetz. Wählt man a senkrecht, b parallel der Gleitspiegelebene, so liegt die Gleitkomponente parallel der Richtung von b. Die Verhältnisse sind sonst analog wie bei $\mathfrak{C}_s^3$ (Abb. 13).

Symmetrieelemente: Gleitspiegelebenen $(100)_0$; $(100)_{\frac{1}{2}}$.

5. Symmetriegruppe $\mathfrak{C}_s^5$.

Die isomorphe Parallelschar besteht abwechselnd aus Spiegel- und Gleitspiegelebenen in senkrechter Stellung zur Translationsebene (Abbildung 14). Wir wählen a senkrecht, b parallel den Symmetrieebenen. a und b sind ungleichwertig, stehen senkrecht aufeinander und bilden kein primitives Paar. (Das primitive Paar, welches zwei nächste identische Spiegel- bzw. Gleitspiegelebenen verbindet, steht schief zu den Achsenrichtungen.) Das

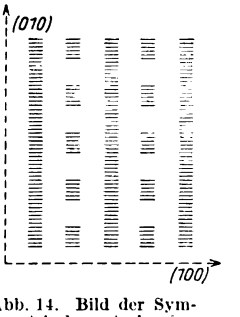


Abb. 14. Bild der Symmetrieelemente in $\mathfrak{C}_s^5$. Proj. auf $(001)_0$.

Digitized by Google

Tabelle 1.

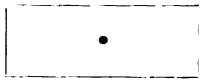
Netz	Symbol	Achsen	Primitives Paar
	$c^1_{2\,A}$	a und b sind ungleichwertig. $\sphericalangle(a,b)=\gamma$ beliebig. $\sphericalangle(a,c)=\beta$ { bel. / $=\frac{\pi}{2}$ } $\sphericalangle(b,c)=\alpha$ { bel. im triklinen System / $\frac{\pi}{2}$ im monoklinen System }	100; 010
	b^1_A	a und b sind ungleichwertig. $\sphericalangle(a,b)=\sphericalangle(a,c)=\frac{\pi}{2}$ $\sphericalangle(b,c)=\alpha$ { bel. im monoklinen System / $\frac{\pi}{2}$ im rhombischen System }	100; 010
	$b^{1\,1}_A$	a und b sind ungleichwertig. $\sphericalangle(a,b)=\sphericalangle(a,c)=\frac{\pi}{2}$ $\sphericalangle(b,c)=\alpha$ { bel. im monoklinen System / $\frac{\pi}{2}$ im rhombischen System }	$\frac{1}{2}\,\frac{1}{2}\,0$; $\bar{\frac{1}{2}}\,\frac{1}{2}\,0$
	$b^1_{4\,A}$	a und b sind gleichwertig. $\lvert a\rvert=\lvert b\rvert$ $\sphericalangle(a,b)=\sphericalangle(a,c)=\sphericalangle(b,c)=\frac{\pi}{2}$	100; 010
	$b^1_{6\,A}$	a und b sind ungleichwertig. $\lvert a\rvert=\frac{\lvert b\rvert}{\sqrt{3}}$ $\sphericalangle(a,b)=\sphericalangle(a,c)=\sphericalangle(b,c)=\frac{\pi}{2}$	$\frac{1}{2}\,\frac{1}{2}\,0$; $\bar{\frac{1}{2}}\,\frac{1}{2}\,0$

Tabelle 2.

Σ_{II} K. S.	G. i.	Achsenverhältnis $a:b$	Achsenwinkeln α	β	γ	Netz	Symmetrieelemente [001]	[010]	[010]	[001]	[001]	[001]	(001)	(100)	(001)	(100)	—	[001]
c_1	1	x	m	n	p	$c^1_{2\,A}$												
c_2	1	x	$\frac{\pi}{2}$	$\frac{\pi}{2}$	p	$c^1_{2\,A}$	0 0; $\frac{1}{2}$ 0; 0 $\frac{1}{2}$; $\frac{1}{2}$ $\frac{1}{2}$											
	2	x	$\frac{\pi}{2}$	n	$\frac{\pi}{2}$	b^1_A		0 0; $\frac{1}{2}$ 0										
	3	x	$\frac{\pi}{2}$	n	$\frac{\pi}{2}$	b^1_A			0 0; $\frac{1}{2}$ 0									
	4	x	$\frac{\pi}{2}$	n	$\frac{\pi}{2}$	$b^{1\,1}_A$		0 0; $\frac{1}{2}$ 0	$\frac{1}{4}$ 0; $\frac{3}{4}$ 0									
c_3	1	$1:\sqrt{3}$	$\frac{\pi}{2}$	$\frac{\pi}{2}$	$\frac{\pi}{2}$	$b^1_{6\,A}$				0 0; $\frac{1}{2}$ $\frac{1}{2}$; $\frac{2}{3}$ 0; $\frac{1}{6}$ $\frac{1}{2}$; $\frac{1}{3}$ 0; $\frac{5}{6}$ $\frac{1}{2}$								
c_4	1	1:1	$\frac{\pi}{2}$	$\frac{\pi}{2}$	$\frac{\pi}{2}$	$b^1_{4\,A}$	$\frac{1}{2}$ 0; 0 $\frac{1}{2}$				0 0; $\frac{1}{2}$ $\frac{1}{2}$							
c_6	1	$1:\sqrt{3}$	$\frac{\pi}{2}$	$\frac{\pi}{2}$	$\frac{\pi}{2}$	$b^1_{6\,A}$	$\frac{1}{2}$ 0; 0 $\frac{1}{2}$			$\frac{1}{3}$ 0; $\frac{5}{6}$ $\frac{1}{2}$; $\frac{2}{3}$ 0; $\frac{1}{6}$ $\frac{1}{2}$		0 0; $\frac{1}{2}$ $\frac{1}{2}$						
c_4	1	x	$\frac{\pi}{2}$	$\frac{\pi}{2}$	p	$c^1_{2\,A}$							0					
	2	x	$\frac{\pi}{2}$	$\frac{\pi}{2}$	p	$c^1_{2\,A}$									0			
	3	x	m	$\frac{\pi}{2}$	$\frac{\pi}{2}$	b^1_A								0; $\frac{1}{2}$				
	4	x	m	$\frac{\pi}{2}$	$\frac{\pi}{2}$	b^1_A										0; $\frac{1}{2}$		
	5	x	m	$\frac{\pi}{2}$	$\frac{\pi}{2}$	$b^{1\,1}_A$								0; $\frac{1}{2}$		$\frac{1}{4}$; $\frac{3}{4}$		
c_1	1	x	m	n	p	$c^1_{2\,A}$										0 0; $\frac{1}{2}$ 0; 0 $\frac{1}{2}$; $\frac{1}{2}$ $\frac{1}{2}$		
$\mathfrak{d}_4$	1	1:1	$\frac{\pi}{2}$	$\frac{\pi}{2}$	$\frac{\pi}{2}$	$b^1_{4\,A}$	$\frac{1}{2}$ 0; 0 $\frac{1}{2}$											0 0; $\frac{1}{2}$ $\frac{1}{2}$

Digitized by Google

Netz ist rhombisch; es entsteht aus einem rechtwinkligen Netz mit dem primitiven Paar a und b durch Zentrierung. α = beliebig, $\beta = \gamma = \frac{\pi}{2}$.

Symmetrieelemente:
Spiegelebenen $(100)_0$; $(100)_{\frac{1}{2}}$.
Gleitspiegelebenen $(100_{\frac{1}{4}})$; $(100)_{\frac{1}{4}}$.

VII. Symmetriegruppen mit Parallelscharen, die einem Inversionszentrum isomorph sind.

Das Inversionszentrum liegt stets im Translationsnetz. Seine isomorphe Schar ist identisch mit der

Symmetriegruppe $\mathfrak{c}_i^1$.

Aus Abb. 15 ist zu entnehmen, daß mitten zwischen zwei translatorisch identischen Inversionszentren Z_1 und Z_2 ein nichtidentisches Inversionszentrum Z_3 liegt. Die isomorphe Parallelschar hat daher die in Abb. 16 gezeichnete Gestalt.

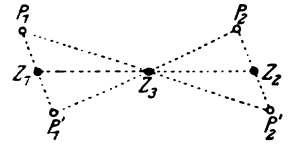


Abb. 15. Durch Wirkung der Symmetriezentren Z_1 und Z_2 wird P_1 in P_1', P_2 in P_2' übergeführt. P_1 und P_1' bzw. P_2 und P_2' sind dann symmetrisch bezüglich eines Inversionszentrums Z_3 mitten zwischen Z_1 und Z_2.

Die primitiven Translationen sind ungleichwertig α, β, γ = beliebig; Netz beliebig.

Symmetrieelemente:
Inversionszentra
$[[000]]$; $[[\frac{1}{2}00]]$;
$[[0\frac{1}{2}0]]$; $[[\frac{1}{2}\frac{1}{2}0]]$.

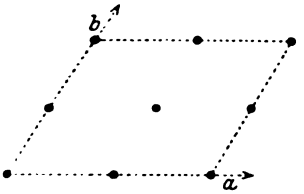


Abb. 16. Bild der Symmetrieelemente in $\mathfrak{c}_i^1$. Proj. auf $(001)_0$.

VIII. Symmetriegruppen mit Parallelscharen, die einer tetragonalen Drehspiegelachse isomorph sind.

Die tetragonale Drehspiegelachse kann nur senkrecht zur Translationsebene stehen. Ihre isomorphe Parallelschar ist identisch mit der

Symmetriegruppe $\mathfrak{z}_4^1$.

Die tetragonale Drehspiegelachse ist gleichzeitig auch digonale Drehachse. Analoge Überlegungen wie die bei Gruppe $\mathfrak{c}_4^1$ angestellten ergeben das in Abb. 17 gezeichnete Bild der Symmetrieelemente.

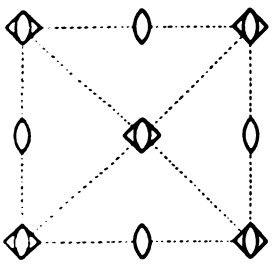


Abb. 17. Symmetrieelemente in $\mathfrak{z}_4^1$. Proj. auf $(100)_0$.

a und b sind gleichwertig, stehen senkrecht aufeinander und bilden ein primitives Paar.

$$\alpha = \beta = \gamma = \frac{\pi}{2}.$$

Das Netz ist quadratisch.

Symmetrieelemente:
Tetragonale Drehspiegelachsen $[001]_{000}$; $[001]_{\frac{1}{2}\frac{1}{2}0}$.
Digonale Drehachsen $[001]_{\frac{1}{2}00}$; $[100]_{0\frac{1}{2}0}$.

Das Translationsnetz. Bei der Ableitung der elementaren Symmetriegruppen haben wir fünf Netztypen kennengelernt, welchen auch die im nächsten Abschnitt zu behandelnden kombinierten Symmetriegruppen zugeordnet werden können. Sie entsprechen den 14 Bravaisgittern der Raumgruppen und sind in der Tabelle 1 zusammengestellt und beschrieben.

Eine übersichtliche Zusammenstellung der isomorphen Parallelscharen von Symmetrieelementen gibt die Tabelle 2 auf der vorhergehenden Seite. Erste und zweite Längsspalte enthalten Klassensymbol (K. S.) und Gruppenindex (G. I.) der betreffenden Symmetriegruppen. Die dritte Spalte gibt das Achsenverhältnis $a : b$ an. Ein x in den betreffenden Rubriken bedeutet, daß das Achsenverhältnis beliebige Werte annehmen kann. Durch die Angaben der vierten, fünften und sechsten Spalte sind die Achsenwinkel α, β, γ gekennzeichnet. Haben die Winkel beliebige Werte, so wird dies durch die Buchstaben m, n, p angedeutet. Die siebente Spalte gibt das Netzsymbol an. Die restlichen Spalten enthalten die Aufzählung der Symmetrieelemente nach Art und Lage. Hier wurde ein Schema der Darstellung verwendet, nach welchem auch die Tabellen 4, 5 und 6 gebaut sind: der Tabellenkopf ist in zwei Teile gespalten; oben sind die Symbole der Symmetrieelemente, unten die Richtungen angegeben, in welchen sie auftreten. In den einzelnen Rubriken müssen daher nur mehr die Kennziffern verzeichnet werden, um jedes Symmetrieelement eindeutig festzulegen. Dabei genügt für Symmetrieachsen (Dreh-, Schrauben- und Drehspiegelachsen) die Angabe zweier Zahlen, da die Achsen entweder senkrecht zum Translationsnetzstehen oder in demselben liegen, die Kennziffer der z-Koordinate also immer Null ist.

Symmetrieelemente, welche vollständig in anderen enthalten sind, werden nicht eigens angeführt. So sind z. B. in der Gruppe $\mathfrak{c}_4^1$ die digonalen Drehachsen $(001)_{000}$ und $(001)_{\frac{1}{2}\frac{1}{2}0}$ nicht angegeben, da sie stets mit den tetragonalen Achsen gleicher Lage zusammenfallen. Um ihr Vorhandensein aber anzudeuten, wurde im Tabellenkopf in der Rubrik der tetragonalen Achse das Zeichen der digonalen Achse klein hinzugefügt. Analoges gilt für die hexagonale Drehachse und tetragonale Drehspiegelachse.

Dritter Abschnitt.

Kombinierte Symmetriegruppen.

I. Winkel und Abstände zwischen isomorphen Parallelscharen.

Im vorhergehenden Abschnitt haben wir die isomorphen Parallelscharen aufgesucht, die durch Kombination eines einzelnen Symmetrieelementes mit den beiden Translationen des Diskontinuums entstehen. Diese isomorphen Parallelscharen sind die eigentlichen Symmetrieelemente der Σ_{II}. Um zur vollständigen Ableitung aller möglichen Σ_{II} zu gelangen, müssen wir die Gesetzmäßigkeiten auffinden, nach welchen jede einzelne dieser isomorphen Parallelscharen mit sich selbst und den übrigen zu kombinieren ist. Es sind also die Lagen anzugeben, welche die isomorphen Parallelscharen der einzelnen Symmetrieelemente zueinander haben können. Um diese Lagenbeziehung eindeutig anzugeben, führen wir getrennt zwei Untersuchungen durch. Wir fragen uns:

1. nach den Winkeln, welche die isomorphen Parallelscharen miteinander einschließen können;

2. nach den Abständen der Glieder einer Schar von den Gliedern einer zweiten, mit ihr kombinierten Schar.

Digitized by Google

Tabelle 3.

Symmetr. Elemente		○	△	□	◇	⬡	▤
○	*g*	0° 60° 90° 120° 180°					
	u	30° 45° 90°	90°	0° 90° 180°	0° 90° 180°	0° 90° 180°	0° 30° 45° 60° 90° 120° 180°
△	*g*		0° 90°				
	u	90°				0° 180°	0° 90° 180°
□	*g*			0° 180°			
	u	0° 90° 180°			0° 180°		0° 90° 180°
◇	*g*				180°		
	u	0° 90° 180°		0° 180°			0° 90° 180°
⬡	*g*					0° 180°	
	u	0° 90° 180°	0° 180°				0° 90° 180°
▤	*g*						0° 60° 90° 120° 180°
	u	0° 30° 45° 60° 90° 120° 180°	0° 90° 180°	0° 90° 180°	0° 90° 180°		30° 45° 90°

Das Ergebnis beider Untersuchungen wird uns dann gestatten, alle möglichen Σ_{II} abzuleiten und analytisch zu beschrieben.

Winkel zwischen isomorphen Parallelscharen: Die Lagen der isomorphen Parallelscharen zum Translationsnetz sind durch die Ausführungen des vorhergehenden Abschnittes festgelegt. Nur solche Kombinationen sind gestattet, welche keine neuen Lagen bedingen, und es ist zu untersuchen, welche Winkel isomorphe Parallelscharen in den erlaubten Lagen miteinander einschließen können. Diese Untersuchung wird wesentlich vereinfacht, wenn man den Übergang vom Diskontinuum zu Scheinkontinuum vollzieht, indem man beide Translationen gegen Null konvergieren läßt. Dann geht jede isomorphe Parallelschar in je ein translationsloses Symmetrieelement über. (Der Unterschied zwischen Dreh- und Schraubenachsen, zwischen Spiegel- und Gleitspiegelebenen verschwindet, kombinierte Symmetrieelemente müssen sich schneiden.) An den Winkelbeziehungen aber wird durch diese Operation nichts geändert, so daß die translationslosen Symmetrieelemente gleiche Winkel einschließen wie die isomorphen Scharen, aus denen sie entstanden sind. Tabelle 3 gibt die Zusammenstellung der Winkel, welche die translationslosen Symmetrieelemente der gekennzeichneten Lage einschließen können.

Tabelle 4.

Klasse	○							△	□○	△⬡○	▤							•	◇○
	[001]	[010]	[100]	[110]	[1̄10]	[310]	[3̄10]	[001]	[001]	[001]	(001)	(010)	(100)	(110)	(1̄10)	(130)	(1̄30)	—	[001]
c_1																			
c_2		1																	
c_3								1											
c_4									1										
c_6										1									
v	1	1	1																
b_3		1				1	1	1											
b_4		1	1	1	1				1										
b_6		1	1	1	1	1	1			1									
c_s													1						
c_{2v}	1											1	1						
c_{3v}								1					1			1	1		
c_{4v}									1			1	1	1	1				
c_{6v}										1		1	1	1	1	1	1		
c_{2h}	1										1							1	
c_{3h}								1			1								
c_{4h}									1		1							1	1
c_{6h}										1	1							1	
v_h	1	1	1								1	1	1					1	
b_{3h}		1				1	1	1			1		1			1	1		
b_{4h}		1	1	1	1				1		1	1	1	1	1			1	1
b_{6h}		1	1	1	1	1	1			1	1	1	1	1	1	1	1	1	
c_i																		1	
$\bar{s}_4$																			1
c_{3i}								1										1	
b_{3d}		1					1	1	1			1		1	1			1	
v_d				1	1							1	1						1

Digitized by Google

Anmerkung: Die Buchstaben g und u der Tabelle 3 bedeuten, daß die Kombination mit einem gleichwertigen bzw. ungleichwertigen Symmetrieelement vorgenommen wird.

Führt man mit den translationslosen Symmetrieelementen sämtliche mögliche Kombinationen unter den in Tabelle 3 angegebenen Winkeln durch, so erhält man 27 Punkt-Symmetriegruppen Σ_0, die in der Tabelle 4 am Schluß der Abhandlung verzeichnet sind. (Zur Bezeichnung dieser Σ_0 wurde die übliche Symbolik verwendet. Um jedoch den speziellen Zusammenhang mit den Σ_{II} hervorzuheben, wurden kleine Kurrentbuchstaben statt großer Lateinbuchstaben gewählt. Der Tabellenkopf ist nach dem Muster der S. 177 besprochenen Tabelle 2 angefertigt. Ein Einser in den Rubriken bedeutet das Auftreten des betreffenden Symmetrieelementes.)

Eine geeignete Systematik zur Ableitung der Σ_{II} ist dann dadurch gegeben, daß

1. alle diejenigen Σ_{II} nacheinander aufgesucht werden, welche für

$$\lim t_a = \lim t_b = 0$$

in ein und dieselbe Punkt-Symmetriegruppe Σ_0^x übergehen; m. a. W. die Ableitung der Σ_{II} erfolgt klassenweise;

2. die Klassen nach einem Schema geordnet werden, welches die Ableitung der Σ_{II} möglichst erleichtert. Es sind deshalb in Tabelle 4 zunächst alle Klassen Σ_0 aufgezählt, welche nur Drehachsen enthalten, dann folgen die Σ_0 mit Drehachsen und Spiegelebenen und schließlich diejenigen mit Drehspiegelachsen, Drehachsen und Spiegelebenen.

Abstände der Glieder einer isomorphen Schar von den Gliedern einer zweiten, mit ihr kombinierten Schar: Die Abstände müssen immer so beschaffen sein, daß durch die Einzeloperation jedes Gliedes alle anderen Glieder entweder in gleichartige Glieder ihrer eigenen Schar (in sich selbst) oder einer gleichwertigen Schar übergeführt werden. Aus diesem Satz ergeben sich einige wichtige Konsequenzen über die Abstände, welche Glieder kombinierter isomorpher Scharen voneinander haben können:

1. Zwei unter einem Winkel von π/n stehende digonale Achsen, die sich in einem Punkte O schneiden, bedingen eine, auf der Ebene der digonalen Achsen senkrecht stehende n-zählige Drehachse mit dem Durchstoßpunkt A. Die von A auf die digonalen Achsen gefällten Lote treffen dieselben im halben Abstand ihres Schraubungskomponentenbetrages.

2. Gleitspiegelebenen senkrecht zu einer Achsenschar sind nur dann verwendbar, wenn die Abstände zweier, durch Gleitspiegelung ineinander überführbarer Achsen, die Hälfte der primitiven Translation in der Gleitrichtung ist (Niggli l. c. S. 57).

3. Eine auf einer beliebigen Symmetrieebene (Spiegel- oder Gleitspiegelebene) senkrecht stehende digonale Achse bedingt ein Symmetriezentrum, das vom Schnittpunkt um die Hälfte der Gleitungskomponente und die Hälfte der Schraubungskomponente entfernt ist (wie immer im Sinne der Diagonale des von den halben Verschiebungskomponenten gebildeten Rechtecks (Niggli l. c. S. 57).

4. Parallel den Schnittlinien zweier senkrecht aufeinander stehenden Symmetrieebenen liegt im beiderseitigen Abstand der Hälfte der dazu senkrechten Gleitkomponenten eine digonale Achse mit einer Schraubungskomponente entsprechend der Differenz der zur Achse parallelen Gleitkomponenten (bzw. der Teilkomponenten in den ausgezeichneten Richtungen. Niggli l. c. S. 58).

B. Ableitung der kombinierten Symmetriegruppen.

Die Ergebnisse der vorhergehenden Ausführungen gestatten uns nun diejenigen Symmetriegruppen abzuleiten, welche durch Kombinationen isomorpher Parallelscharen entstehen. Für jede Gruppe wird kurz der Weg angegeben, der zu ihrer Ableitung führt. Die Abstände der Symmetrieelemente einer Gruppe ergeben sich aus den Sätzen 1—4 und sind in der Tabelle 6 am Schlusse der Abhandlung in übersichtlicher Weise zusammengestellt; in komplizierteren Fällen wird das Bild der Symmetriegruppe gezeichnet, aus welchem dann die Abstände der Symmetrieelemente direkt abzulesen sind.

I. Symmetriegruppen mit drei aufeinander senkrecht stehenden Scharen digonaler Achsen.

Man erhält diese Gruppen durch Kombination zweier ungleichwertiger Parallelscharen polarer digonaler Achsen, welche aufeinander senkrecht stehen. Die digonale Achsenschar senkrecht zur Translationsebene muß stets den Charakter c_2^1 haben. Nach Satz 1 sind folgende Fälle zu unterscheiden:

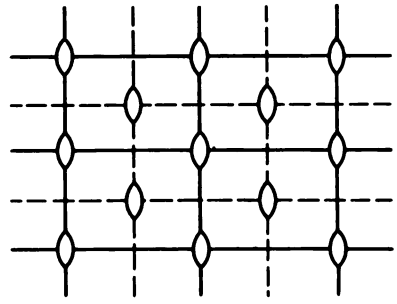


Abb. 18. Gruppe $\mathfrak{v}^4$. Proj. auf $(001)_0$.

1. Zwei sich schneidende Achsenscharen c_2^1 und c_2^2 erzeugen eine weitere Schar c_2^3 (Gruppe $\mathfrak{v}^1$).

2. Zwei sich kreuzende Achsenscharen c_2^1 und c_2^2 erzeugen eine Schar c_1^3 (Gruppe $\mathfrak{v}^2$).

3. Zwei sich kreuzende Scharen c_2^1 und c_2^3 erzeugen eine weitere Schar c_2^3 (Gruppe $\mathfrak{v}^3$). Schneiden sich c_2^1 und c_2^3, so entsteht wieder $\mathfrak{v}^2$.

4. c_2^1 in Kombination mit c_2^1 erzeugt eine weitere Schar c_2^1 (Gruppe $\mathfrak{v}^4$, s. Abb. 18).

Die zulässigen Kombinationen sind also:

1. $c_2^1 + (1 + 1)\, c_2^2 = \mathfrak{v}^1$
2. $c_2^1 + c_2^2 + c_2^3 = \mathfrak{v}^2$
3. $c_2^1 + (1 + 1)\, c_2^3 = \mathfrak{v}^3$
4. $c_2^1 + (1 + 1)\, c_2^1 = \mathfrak{v}^4$

II. Symmetriegruppen mit einer trigonalen Achsenschar und drei darauf senkrecht stehenden gleichwertigen Scharen polarer digonaler Achsen.

Man erhält diese Gruppen durch Kombination einer trigonalen und einer senkrecht darauf stehenden digonalen Achsenschar. Die digonalen Achsen können nur in sol-

Digitized by Google

chen Richtungen liegen, daß sie identische Punkte und gleichwertige trigonale Achsen ineinander überführen (Abb. 19). Sie gehen daher entweder durch zwei nichtidentische trigonale Achsen hindurch (z. B. Richtung [010]) oder führen nichtidentische, aber gleichartige Achsen ineinander über (z. B. Richtung [100]). Aus der Abbildung ist auch ersichtlich, daß die digonalen Achsenscharen immer den Charakter c_2^1 haben müssen, da erst zwei übernächste identische digonale Achsen durch eine senkrecht zu ihnen stehende primitive Translation verbunden werden können. Danach sind zwei Symmetriegruppen möglich, deren Unterschied nur in der Lage der digonalen Achsen besteht:

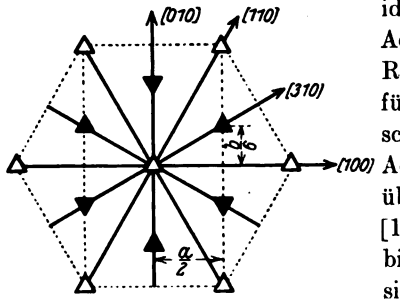


Abb. 19.

1. $c_3^1 + 3\,c_2^1 = b_3^1$
2. $c_3^1 + 3\,c_2^1 = b_3^2$.

III. Symmetriegruppen mit einer tetragonalen und vier darauf senkrecht stehenden digonalen Achsenscharen.

Man erhält diese Gruppen durch Kombination einer tetragonalen und einer senkrecht darauf stehenden digonalen Achsenschar. Je zwei unter einem Winkel von 90° stehende digonale Achsenscharen sind einander

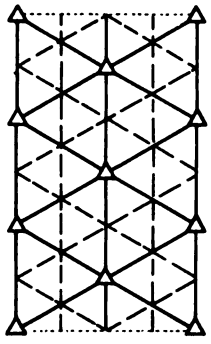


Abb. 20. Gruppe b_4^1.

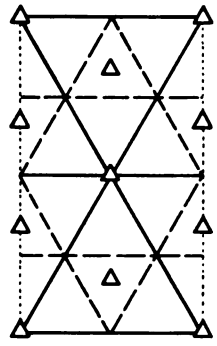


Abb. 21. Gruppe b_4^2.

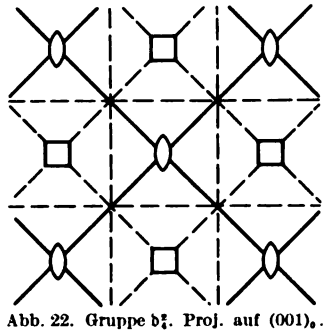


Abb. 22. Gruppe b_4^3. Proj. auf $(001)_a$.

gleichwertig. Von den vier digonalen Achsenscharen müssen zwei gleichwertige stets die Gruppe c_2^1 bilden, da ihr primitives Translationspaar schief zu den Translationen a und b steht. Die beiden anderen gleichwertigen Scharen können Dreh- oder Schraubenachsen sein. Es sind daher zwei Symmetriegruppen möglich:

1. $c_1^1 + c_2^1 + 2\,c_2^2 + 2\,c_2^1 = b_1^1$
2. $c_1^1 + c_2^1 + 2\,c_2^2 + 2\,c_2^1 = b_1^2$

IV. Symmetriegruppen mit einer hexagonalen und sechs senkrecht darauf stehenden digonalen Achsenschar.

Man erhält diese Gruppeu durch Kombination einer hexagonalen und einer senkrecht darauf stehenden digonalen Achsenschar. Je drei digonale Achsenscharen sind einander gleichwertig und können wie in den Gruppen b_3 nur den Charakter c_2^1 haben. Da hier digonale Achsen in den Richtungen (010) und (100) der Abb. 19 gleichzeitig auftreten, ist nur eine einzige Symmetriegruppe möglich.

$$c_6^1 + c_3^1 + c_2^1 + (3+3)\,c_2^1 = b_6^1.$$

V. Symmetriegruppen mit einer polaren digonalen Achsenschar und zwei zu ihr parallelen, senkrecht aufeinander stehenden Scharen von Symmetrieebenen.

Diese Gruppen entstehen durch Kombination einer polaren digonalen Achsenschar mit einer zu ihr parallelen Schar von Symmetrieebenen. Bezeichnen wir mit $\mathfrak{e}_s^2$, $\mathfrak{e}_s^4$ Gleitspiegelebenen mit Gleitrichtungen senkrecht zur digonalen Achsenschar, mit $\mathfrak{c}_s^2$, $\mathfrak{c}_s^4$ und $\mathfrak{r}_s^2$, $\mathfrak{r}_s^4$ Gleitspiegelebenen mit Gleitrichtungen parallel bzw. schief zur Achsenschar, so lassen sich unter Berücksichtigung von Satz 4 S. 179 folgende Kombinationen ausführen:

1. Die digonalen Achsenscharen bilden die Gruppe c_2^1

$$c_2^1 \begin{cases} c_s^3 + c_s^3 = c_{2r}^1 \\ c_s^3 + \mathfrak{e}_s^4 = c_{2r}^2 \\ \mathfrak{e}_s^4 + \mathfrak{e}_s^4 = c_{2r}^3 \\ c_s^5 + c_s^5 = c_{2r}^4 \end{cases}$$

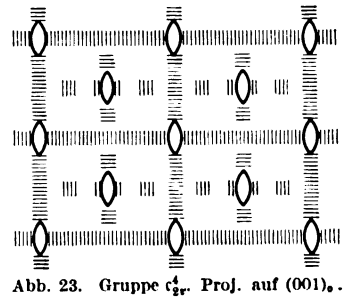


Abb. 23. Gruppe c_{2r}^4. Proj. auf $(001)_a$.

2. Die digonalen Achsenscharen bilden die Gruppe c_2^2

$$c_2^2 \begin{cases} c_s^1 + c_s^3 = c_{2r}^5 \\ \mathfrak{c}_s^2 + \mathfrak{c}_s^4 = c_{2r}^6 \\ \mathfrak{e}_s^2 + c_s^3 = c_{2r}^7 \\ \mathfrak{r}_s^2 + \mathfrak{r}_s^4 = c_{2r}^8 \end{cases}$$

Andere Kombinationen mit c_2^2 sind nicht möglich, da hier c_s^1 nur eine Gleitrichtung parallel den digonalen Achsenscharen haben kann.

3. Die digonalen Achsenscharen bilden die Gruppe c_2^3

$$c_2^3 \begin{cases} c_s^1 + \mathfrak{c}_s^4 = c_{2r}^9 \\ \mathfrak{c}_s^2 + c_s^3 = c_{2r}^{10} \\ \mathfrak{e}_s^2 + \mathfrak{r}_s^4 = c_{2r}^{11} \\ \mathfrak{r}_s^2 + c_s^3 = c_{2r}^{12} \end{cases}$$

4. Die digonalen Achsenscharen bilden die Gruppe c_2^4.

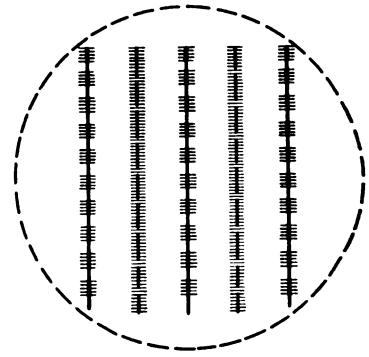


Abb. 24. Gruppe c_{2r}^{14}. Proj. auf $(001)_a$.

Die Symmetrieebene im Translationsnetz ist Spiegel- oder Gleitspiegelebene; die Gleitrichtung kann nur senkrecht zur Achsenschar stehen, da eine Gleitrichtung schräg oder parallel den Achsen, c_2^4 in c_2^2 umwandeln würde.

$$c_2^1 \begin{cases} c_s^1 + c_s^5 = c_{2r}^{13} \\ \mathfrak{e}_s^2 + c_s^3 = c_{2r}^{14} \end{cases}$$

Digitized by Google

VI. Symmetriegruppen mit einer polaren trigonalen Achsenschar und drei zu ihr parallelen gleichwertigen Scharen von Symmetrieebenen.

Diese Gruppen entstehen durch Kombination einer polaren trigonalen Achsenschar mit einer parallel zu ihr stehenden Schar von Symmetrieebenen. Hier ist analog wie bei den Gruppen $\mathfrak{d}_3$ zu berücksichtigen, daß zwei verschiedene Fälle auftreten, je nach dem die Symmetrieebenen durch nichtidentische trigonale Achsen hindurchgehen oder nichtidentische, aber gleichwertige Achsen ineinander überführen. Die Symmetrieebenen sind Scharen c_s^5. Danach treten zwei Symmetriegruppen auf, die sich nur durch die Lage der Scharen c_s^5 unterscheiden:

1. $c_3^1 + 3\,c_s^5 = c_{3v}^1$
2. $c_3^1 + 3\,c_s^5 = c_{3v}^2$

VII. Symmetriegruppen mit einer polaren tetragonalen Achsenschar und vier zu ihr parallelen Scharen von Symmetrieebenen.

Diese Gruppen entstehen durch Kombination einer polaren tetragonalen Achsenschar mit einer zu ihr parallelen Schar von Symmetrieebenen. Je zwei Scharen von Symmetrieebenen, die unter einem Winkel von 90° stehen, sind einander gleichwertig. Zwei gleichwertige Scharen bilden stets die Gruppe c_s^5, da ihr primitives Translationspaar schief zu den Achsen a und b steht. Die beiden anderen gleichwertigen Scharen bilden Gruppen c_s^3 oder c_s^1. Es bestehen also zwei Kombinationsmöglichkeiten:

1. $c_4^1 + c_2^1 + 2\,c_s^3 + 2\,c_s^5 = c_{4v}^1$
2. $c_4^1 + c_2^1 + 2\,c_s^1 + 2\,c_s^5 = c_{4v}^2$

(Ersetzt man in Abb. 22 die Dreh- bzw. Schraubenachsen durch Spiegel- bzw. Gleitspiegelebenen, so erhält man das Bild der Symmetriegruppe c_{4v}^2. Dadurch werden die in Tabelle 6 angegebenen Koordinatenwerte ohne weiteres verständlich.)

VIII. Symmetriegruppen mit einer polaren hexagonalen Achsenschar und sechs zu ihr parallelen Scharen von Symmetrieebenen.

Diese Gruppen entstehen durch Kombination einer polaren hexagonalen Achsenschar mit einer zu ihr parallelen Schar von Symmetrieebenen. Je drei Scharen von Symmetrieebenen sind einander gleichwertig. Aus analogen Gründen wie bei $\mathfrak{d}_6$ ergibt sich, daß alle Symmetrieebenenscharen Gruppen c_s^5 bilden müssen und daß nur eine Kombinationsmöglichkeit besteht.

$$c_6^1 + c_3^1 + c_2^1 + (3+3)\,c_s^5 = c_{6v}^1.$$

IX. Symmetriegruppen mit einer digonalen Achsenschar, einer dazu senkrechten Symmetrieebene und einer Schar von Symmetriezentren.

Diese Symmetriegruppen entstehen durch Kombination einer digonalen Achsenschar mit einer dazu senkrechten Symmetrieebene. (Die Ebene ist identisch mit der Gruppe c_s^1 bzw. c_s^2.) Unter Berücksichtigung der Sätze 2 und 3 S. 179 ergeben sich folgende Gruppen:

1. $c_2^1 + c_i^1 + c_s^1 = c_{2h}^1$
2. $c_2^1 + c_i^1 + c_s^2 = c_{2h}^2$
3. $c_2^2 + c_i^1 + c_s^2 = c_{2h}^3$
4. $c_2^2 + c_i^1 + c_s^3 = c_{2h}^4$
5. $c_2^2 + c_i^1 + c_s^4 = c_{2h}^5$
6. $c_2^2 + c_i^1 + c_s^4 = c_{2h}^6$
7. $c_s^1 + c_i^1 + c_s^5 = c_{2h}^7$.

Die Gleitrichtung steht immer senkrecht zur Achsenschar.

X. Symmetriegruppen mit einer trigonalen Achsenschar und einer dazu senkrechten Symmetrieebene.

Gleitspiegelebenen $(001)_0$ können nicht auftreten, da die Gleitkomponente aus Symmetriegründen für jede Richtung Null werden muß. Danach ist nur eine Gruppe möglich:

$$c_3^1 + c_s^1 = c_{3h}^1.$$

XI. Symmetriegruppen mit einer tetragonalen Achsenschar, einer dazu senkrechten Symmetrieebene und einer Schar von Symmetriezentren.

Diese Symmetriegruppen entstehen durch Kombination einer tetragonalen Achsenschar mit einer dazu senkrecht stehenden Symmetrieebene. Gleichzeitig bedingt diese Kombination das Auftreten von tetragonalen Drehspiegelachsen. $(001)_0$ kann Spiegel- oder Gleitspiegelebene sein. Danach sind zwei Fälle zu unterscheiden:

1. $c_4^1 + c_2^1 + c_s^1 + c_i^1 + \bar{s}_4^1 = c_{4h}^1$
2. $c_4^1 + c_2^1 + c_s^2 + c_i^1 + \bar{s}_4^1 = c_{4h}^2$.

Die Gleitrichtung von c_s^2 ist aus Symmetriegründen parallel den Netzdiagonalen.

Abb. 25 zeigt das Bild der Symmetriegruppe c_{4h}^2. Die digonalen Drehachsen sind hier gleichzeitig tetragonale Drehspiegelachsen, da durch die Wirkung der Gleitspiegelebene (oder des Symmetriezentrums) eine Konfiguration um die tetragonale Achse $[001]_{000}$ in eine spiegelbildlich gleichartige Konfiguration um die tetragonale Achse $[001]_{\frac{1}{2}\frac{1}{2}0}$ übergeführt wird; das entspricht aber der Symmetrieoperation einer tetragonalen Drehspiegelachse in der gezeichneten Stellung.

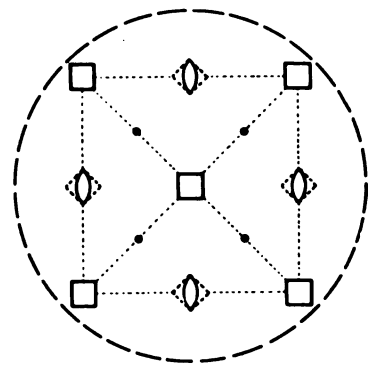


Abb. 25. Gruppe c_{4h}^2. Proj. auf $(001)_0$.

XII. Symmetriegruppen mit einer hexagonalen Achsenschar, einer dazu senkrechten Symmetrieebene und einer Schar von Symmetriezentren.

Diese Symmetriegruppen entstehen durch Kombination einer hexagonalen Achsenschar mit einer dazu senkrechten Symmetrieebene. Gleitspiegelebenen können aus Symmetriegründen nicht auftreten, da die Gleitkomponente für jede Richtung Null wird; es ist demnach nur eine Symmetriegruppe möglich:

$$c_6^1 + c_3^1 + c_2^1 + c_i^1 + c_s^1 = c_{6h}^1.$$

Digitized by Google

Tabelle 5.

Σ_{II}		c_2									c_4	c_s										c_i	s_4	Netz
K. S.	G. i.	1	2		3		4				1	1	2	3		4		5				1	1	
		[001]	[010]	[100]	[010]	[100]	[010]	[100]	[110]	[1$\bar{1}$0]	[001]	(001)	(001)	(010)	(100)	(010)	100)	(010)	(100)	(110)	(1$\bar{1}$0)	—	[001]	
c_1	1																							
c_i	1																					1		c^1_{2h}
c_s	1											1												
	2												1											
	3														1									v^1_h
	4																1							
	5																		1					v^{11}_h
c_2	1	1																						c^1_{2h}
	2		1																					
	3				1																			v^1_h
	4						1																	v^{11}_h
c_{2h}	1	1										1										1		
	2	1											1									1		c^1_{2h}
	3		1											1								1		
	4				1									1								1		v^1_h
	5		1													1						1		
	6				1											1						1		v^1_h
	7						1											1				1		v^{11}_h
c_{2v}	1	1												1	1									
	2	1												1			1							v^1_h
	3	1														1	1							
	4	1																1	1					v^{11}_h
	5		1									1			1									
	6		1										1				1							
	7		1										1		1									
	8		1										1				1							
	9				1							1					1							v^1_h
	10				1								1		1									
	11				1								1				1							
	12				1								1		1									
	13						1					1							1						v^{11}_h
	14						1						1						1					
v	1	1	1	1																				v^1_h
	2	1	1			1																		
	3	1			1	1																		
	4	1					1	1																v^{11}_h
v_h	1	1	1	1								1		1	1							1		
	2	1	1	1									1	1			1					1		
	3	1	1	1									1			1	1					1		
	4	1		1	1							1		1			1					1		
	5	1		1	1								1			1	1					1		
	6	1		1	1								1	1	1							1		v^1_h
	7	1		1	1								1		1	1						1		
	8	1			1	1						1				1	1					1		
	9	1			1	1							1	1			1					1		
	10	1			1	1							1	1	1							1		
	11	1					1	1				1						1	1			1		
	12	1					1	1					1					1	1			1		v^{11}_h
s_4	1	1																					1	
v_d	1	1	1	1																1	1		1	
	2	1			1	1														1	1		1	
	3	1							1	1				1	1								1	
	4	1							1	1						1	1						1	
c_4	1	1									1													
c_{4v}	1	1									1			1	1					1	1			
	2	1									1					1	1			1	1			
c_{4h}	1	1									1	1										1	1	b^1_{4h}
	2	1									1		1									1	1	
b_4	1	1	1	1					1	1	1													
	2	1			1	1			1	1	1													
	1	1	1	1					1	1	1	1		1	1					1	1	1	1	
	2	1	1	1					1	1	1		1			1	1			1	1	1	1	
	3	1			1	1			1	1	1	1				1	1			1	1	1	1	
	1	1			1	1			1	1	1		1	1	1	1				1	1	1	1	

Digitized by Google

Tabelle 5 (Fortsetzung).

Σ_{II}		c_2							c_3	c_6	c_8							c_i	Netz
K. S.	G. i.	1	4						1	1	1	5						1	
		[001]	[010]	[100]	[110]	[$\bar{1}$10]	[310]	[$\bar{3}$10]	[001]	[001]	(001)	(010)	(100)	(110)	(1$\bar{1}$0)	(130)	(1$\bar{3}$0)	—	
c_3	1								1										
c_{3i}	1								1									1	
c_{3v}	1								1				1			1	1		
	2								1			1		1	1				
$\mathfrak{d}_3$	1		1				1	1	1										
	2			1	1	1			1										
$\mathfrak{d}_{3d}$	1		1				1	1	1			1		1	1			1	
	2			1	1	1			1				1			1	1	1	$\mathfrak{d}^1_{6h}$
c_{3h}	1								1		1								
$\mathfrak{d}_{3h}$	1		1				1	1	1		1		1			1	1		
	2			1	1	1			1		1	1		1	1				
c_6	1	1							1	1									
c_{6v}	1	1							1	1		1	1	1	1	1	1		
c_{6h}	1	1							1	1	1							1	
$\mathfrak{d}_6$	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1									
$\mathfrak{d}_{6h}$	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	

XIII. Symmetriegruppen mit drei aufeinander senkrecht stehenden ungleichwertigen digonalen Achsenscharen, zwei ungleichwertigen Scharen von Symmetrieebenen, einer einzelnen Symmetrieebene und einer Schar von Symmetriezentren.

Diese Symmetriegruppen entstehen aus den Gruppen $\mathfrak{v}$ durch Kombination mit einer Symmetrieebenenschar (bzw. einer einzelnen Symmetrieebene), welche parallel zu einer und senkrecht zu einer zweiten digonalen Achsenschar steht. Eine digonale Achsenschar (senkrecht zum Translationsnetz) muß stets die Gruppe c_2^1 bilden, die beiden anderen können c_2^2, c_2^3 und c_2^1 sein. Die Symmetrieebenen sind Spiegel- oder Gleitspiegelebenen. Unter Berücksichtigung der Sätze 1, 2, 3, 4, S. 179 und der Ableitungen der Gruppen $\mathfrak{v}$, c_{2v}, c_{2h} ergeben sich folgende Kombinationsmöglichkeiten:

1. $c_2^1 + (1+1)\,c_2^2 + c_i^1 + c^1 + (1+1)\,c^3 = \mathfrak{v}_h^1$
2. $c_2^1 + (1+1)\,c_2^2 + c_i^1 + c_s^2 + c_s^3 + c_s^1 = \mathfrak{v}_h^2$.

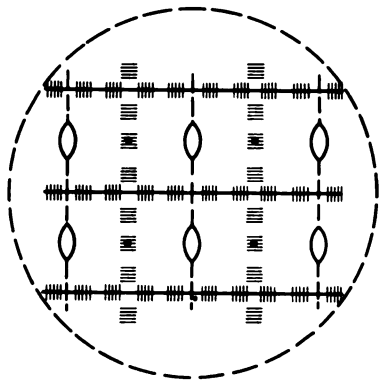


Abb. 26. Gruppe $\mathfrak{v}_h^5$. Proj. auf $(001)_0$.

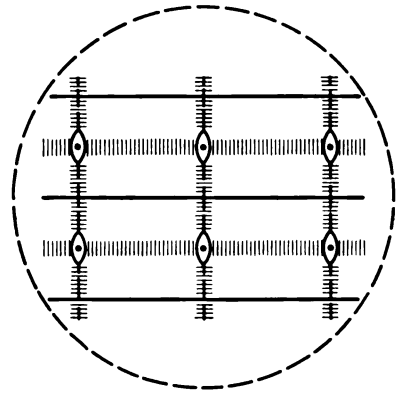


Abb. 27. Gruppe $\mathfrak{v}_h^6$. Proj. auf $(001)_0$.

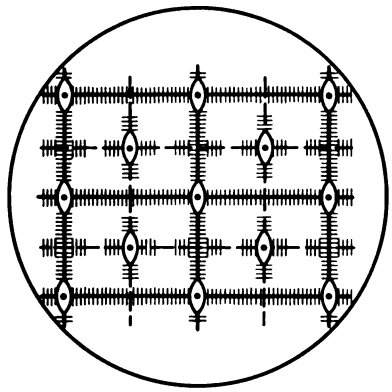


Abb. 28. Gruppe $\mathfrak{v}_h^{11}$. Proj. auf $(001)_0$.

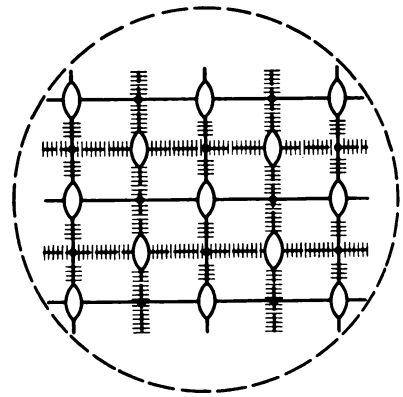


Abb. 29. Gruppe $\mathfrak{v}_h^{12}$. Proj. auf $(001)_0$.

Gleitrichtung von c_s^2 parallel der a- und b-Achse.

3. $c_2^1 + (1+1)\,c_2^2 + c_i^1 + c_s^2 + (1+1)\,c_s^1 = \mathfrak{v}_h^3$.

Gleitrichtung von c_s^2 parallel der Diagonale beider Achsen.

4. $c_2^1 + c_2^2 + c_2^3 + c_i^1 + c_s^1 + c_s^3 + c_s^1 = \mathfrak{v}_h^4$
5. $c_2^1 + c_2^2 + c_2^3 + c_i^1 + c_s^2 + (1+1)\,c_s^1 = \mathfrak{v}_h^5$

Gleitrichtung von c_s^2 senkrecht zur Schraubenachse.

6. $c_2^1 + c_2^2 + c_2^3 + c_i^1 + c_s^2 + (1+1)\,c_s^3 = \mathfrak{v}_h^6$

Gleitrichtung von c_s^2 parallel zur Schraubenachse.

7. $c_2^1 + c_2^2 + c_2^3 + c_i^1 + c_s^2 + c_s^3 + c_s^1 = \mathfrak{v}_h^7$

Gleitrichtung von c_s^2 parallel der Diagonale beider Achsen.

8. $c_2^1 + (1+1)\,c_2^3 + c_i^1 + c_s^1 + (1+1)\,c_s^1 = \mathfrak{v}_h^8$
9. $c_2^1 + (1+1)\,c_2^3 + c_i^1 + c_s^2 + c_s^3 + c_s^1 = \mathfrak{v}_h^9$

Gleitrichtung von c_s^2 parallel einer Schraubenachse.

10. $c_2^1 + (1+1)\,c_2^3 + c_i^1 + c_s^2 + (1+1)\,c_s^1 = \mathfrak{v}_h^{10}$

Gleitrichtung von c_s^2 parallel der Diagonale beider Achsen.

11. $c_2^1 + (1+1)\,c_2^1 + c_i^1 + c_s^1 + (1+1)\,c_s^5 = \mathfrak{v}_h^{11}$
12. $c_2^1 + (1+1)\,c_2^1 + c_i^1 + c_s^2 + (1+1)\,c_s^5 = \mathfrak{v}_h^{12}$

Gleitrichtung von c_s^2 parallel der a- und b-Achse.

Digitized by Google

Tabelle 6.

Σ_{II}		0					∫				□ 0											•	◇ 0
K. S.	G. l.	[001]	[010]	[100]	[110]	[1$\bar{1}$0]	[010]	[100]	[110]	[1$\bar{1}$0]	[001]	(001)	(010)	(100)	(110)	(1$\bar{1}$0)	(001)	(010)	(100)	(110)	(110)	—	[001]
c_1	1																						
c_i	1																					0 0; ½ 0 0 ½; ½ ½	
c_s	1											0											
	2																0						
	3													0; ½									
	4																		0; ½				
	5													0; ½					¼; ¾				
c_2	1	0 0; ½ 0 0 ½; ½ ½																					
	2		0 0; ½ 0																				
	3						0 0; ½ 0																
	4		0 0; ½ 0				¼ 0; ¾ 0;				•												
c_{2h}	1	0 0; ½ 0 0 ½; ½ ½										0										0 0; ½ 0; 0 ½; ½ ½	
	2	0 0; ½ 0 0 ½; ½ ½															0					¼ 0; ¾ 0; ¼ ½; ¾ ½	
	3		0 0: ½ 0										0; ½									0 0; ½ 0; 0 ½; ½ ½	
	4						0 0; 0 ½;						0; ½									0 ¼; 0 ¾; ½ ¼; ½ ¾	
	5		0 0; ½ 0															0; ½				¼ 0; ¾ 0 ¼ ½; ¾ ½;	
	6						0 0; ½ 0											0; ½				¼ ¼; ¾ ¾; ¾ ¼; ¼ ¾	
	7		0 0; ½ 0				¼ 0; ¾ 0						0; ½					¼; ¾				0 0; ½ ½; ½ 0; 0 ½; ¼ ¼; ¾ ¼; ¾ ¼; ¼ ¾	
	1	0 0; ½ 0; 0 ½; ½ ½											0; ½	0; ½									
	2	0 0; ½ 0; 0 ½; ½ ½											¼; ¾						0; ½				
		0 0; ½ 0;																¼; ¾	¼; ¾				

Digitized by Google

Digitized by Google

Tabelle 6 (Fortsetzung).

Σ_{II}		0					∫				□ 0											•	◇ 0
K. S.	G. i.	[001]	[010]	[100]	[110]	[1$\bar{1}$0]	[010]	[100]	[110]	[1$\bar{1}$0]	[001]	(001)	(010)	(100)	(110)	(1$\bar{1}$0)	(001)	(010)	(100)	(110)	(1$\bar{1}$0)	—	[001]
$\mathfrak{v}_h$	11	0 0; ½ 0; 0 ½; ½ ½; ¼ ¼; ¾ ¼; ¼ ¾; ¾ ¾	0 0; ½ 0	0 0; 0 ½			¼ 0; ¾ 0	0 ¼; 0 ¾				0	0; ½	0; ½				¼; ¾	¼; ¾			0 0; ½ 0; 0 ½; ½ ½; ¼ ¼; ¾ ¼; ¼ ¾; ¾ ¾	
	12	0 0; ½ 0; 0 ½; ½ ½; ¼ ¼; ¾ ¼; ¼ ¾; ¾ ¾											¼; ¾	¼; ¾			0	0; ½	0; ½			¼ 0; ¾ 0; ¾ ½; ¼ ½; 0 ¼; 0 ¾; ½ ¾; ½ ¼	
$\mathfrak{s}_4$	1	½ 0; 0 ½																					0 0; ½ ½
$\mathfrak{v}_d$	1	½ 0; 0 ½	0 0; ½ 0	0 0; 0 ½											0	0				½	½		0 0; ½ ½
	2	½ 0; 0 ½					¼ 0; ¾ 0	0 ¼; 0 ¾							½	½				0	0		0 0; ½ ½
	3	½ 0; 0 ½			0 0	0 0			½ 0	½ 0			0; ½	0; ½									0 0; ½ ½
	4	½ 0; 0 ½			½ 0	½ 0			0 0	0 0								¼; ¾	¼; ¾				0 0; ½ ½
$\mathfrak{c}_4$	1	½ 0; 0 ½									0 0; ½ ½												
$\mathfrak{c}_{4v}$	1	½ 0; 0 ½									0 0; ½ ½		0; ½	0; ½	0	0				½	½		
	2	½ 0; 0 ½									0 0; ½ ½				½	½		¼; ¾	¼; ¾	0	0		
$\mathfrak{c}_{4h}$	1	½ 0; 0 ½									0 0; ½ ½	0										0 0; ½ 0; 0 ½; ½ ½	0 0; ½ ½
	2										0 0; ½ ½						0					¼ ¼; ¾ ¼; ¼ ¾; ¾ ¾	½ 0; 0 ½
$\mathfrak{d}_4$	1	½ 0; 0 ½	0 0; ½ 0	0 0; 0 ½	0 0	0 0			½ 0	½ 0	0 0; ½ ½												
	2	½ 0; 0 ½			½ 0	½ 0	¼ 0; ¾ 0	0 ¼; 0 ¾	0 0	0 0	0 0; ½ ½												
$\mathfrak{d}_{4h}$	1	½ 0; 0 ½	0 0; ½ 0	0 0; 0 ½	0 0	0 0			½ 0	½ 0	0 0; ½ ½	0	0; ½	0; ½	0	0				½	½	0 0; ½ 0; 0 ½; ½ ½	0 0; ½ ½
	2		0 0; ½ 0	0 0; 0 ½	0 0	0 0			½ 0	½ 0	0 0; ½ ½				½	½	0	¼; ¾	¼; ¾	0	0	¼ ¼; ¾ ¼; ¼ ¾; ¾ ¾	½ 0; 0 ½
	3	½ 0; 0 ½			½ 0	½ 0	¼ 0; ¾ 0	0 ¼; 0 ¾	0 0	0 0	0 0; ½ ½	0			½	½		¼; ¾	¼; ¾	0	0	0 0; ½ 0; 0 ½; ½ ½	0 0; ½ ½
	4				½ 0	½ 0	¼ 0; ¾ 0	0 ¼; 0 ¾	0 0	0 0	0 0; ½ ½		0; ½	0; ½	0	0	0			½	½	¼ ¼; ¾ ¼; ¼ ¾; ¾ ¾	½ 0; 0 ½

(Fortsetzung der Tabelle 6 auf S. 188.)

Digitized by Google

XIV. Symmetriegruppen mit einer trigonalen Achsenschar, drei darauf senkrecht stehenden Scharen gleichwertiger polarer digonaler Achsen, drei gleichwertigen Scharen von Symmetrieebenen und einer einzelnen Symmetrieebene.

Diese Symmetriegruppen entstehen aus den Gruppen $\mathfrak{d}_3$ durch Kombination mit einer Schar von Symmetrieebenen parallel einer digonalen und der trigonalen Achsenschar (oder durch Kombination mit der einzelnen Symmetrieebene senkrecht zur trigonalen Achsenschar). Unter Berücksichtigung des für die Gruppen $\mathfrak{d}_3$, $\mathfrak{c}_{3v}$ und $\mathfrak{c}_{3h}$ Gesagten ergeben sich je nach der Lage der Symmetrieelemente folgende Fälle:

1. $\mathfrak{c}_3^1 + 3\,\mathfrak{c}_2^1 + \mathfrak{c}_s^1 + 3\,\mathfrak{c}_s^5 = \mathfrak{d}_{3h}^1$
2. $\mathfrak{c}_3^1 + 3\,\mathfrak{c}_2^1 + \mathfrak{c}_s^1 + 3\,\mathfrak{c}_s^5 = \mathfrak{d}_{3h}^2$

XV. Symmetriegruppen mit einer tetragonalen Achsenschar, 2+2 darauf senkrecht stehenden Scharen digonaler Achsen, 2 + 2 Scharen von Symmetrieebenen, einer einzelnen Symmetrieebene und einer Schar von Symmetriezentren.

Diese Symmetriegruppen können aus den Gruppen $\mathfrak{d}_4$ abgeleitet werden, indem man dieselben z. B. mit einer Symmetrieebenenschar parallel der tetragonalen und einer digonalen Achsenschar kombiniert oder eine einzelne Symmetrieebene senkrecht zur tetragonalen Achsenschar hinzufügt. Für letzteren Fall kann folgendes Kombinationsschema aufgestellt werden:

$$\mathfrak{d}_4^1 \begin{cases} \mathfrak{c}_s^1 = \mathfrak{d}_{4h}^1 \\ \mathfrak{c}_s^2 = \mathfrak{d}_{4h}^2 \end{cases} \qquad \mathfrak{d}_4^2 \begin{cases} \mathfrak{c}_s^1 = \mathfrak{d}_{4h}^3 \\ \mathfrak{c}_s^2 = \mathfrak{d}_{4h}^4 \end{cases}$$

Die Gleitrichtung von $\mathfrak{c}_s^2$ ist aus Symmetriegründen stets parallel den Achsendiagonalen:

1. $\mathfrak{c}_4^1 + \mathfrak{c}_2^1 + 2\,\mathfrak{c}_2^2 + 2\,\mathfrak{c}_2^4 + \mathfrak{c}_s^1 + 2\,\mathfrak{c}_s^3 + 2\,\mathfrak{c}_s^5 + \mathfrak{c}_i^1 + \mathfrak{s}_4^1 = \mathfrak{d}_{4h}^1$
2. $\mathfrak{c}_4^1 + \mathfrak{c}_2^1 + 2\,\mathfrak{c}_2^2 + 2\,\mathfrak{c}_2^4 + \mathfrak{c}_s^2 + 2\,\mathfrak{c}_s^4 + 2\,\mathfrak{c}_s^5 + \mathfrak{c}_i^1 + \mathfrak{s}_4^1 = \mathfrak{d}_{4h}^2$
3. $\mathfrak{c}_4^1 + \mathfrak{c}_2^1 + 2\,\mathfrak{c}_2^3 + 2\,\mathfrak{c}_2^4 + \mathfrak{c}_s^1 + 2\,\mathfrak{c}_s^4 + 2\,\mathfrak{c}_s^5 + \mathfrak{c}_i^1 + \mathfrak{s}_4^1 = \mathfrak{d}_{4h}^3$
4. $\mathfrak{c}_4^1 + \mathfrak{c}_2^1 + 2\,\mathfrak{c}_2^3 + 2\,\mathfrak{c}_2^4 + \mathfrak{c}_s^2 + 2\,\mathfrak{c}_s^3 + 2\,\mathfrak{c}_s^5 + \mathfrak{c}_i^1 + \mathfrak{s}_4^1 = \mathfrak{d}_{4h}^4$

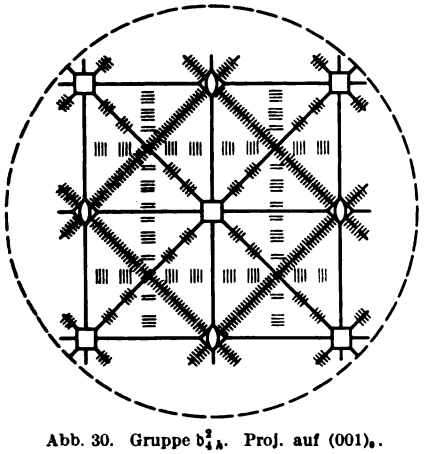


Abb. 30. Gruppe $\mathfrak{d}_{4h}^2$. Proj. auf (001)$_0$.

XVI. Symmetriegruppen mit einer hexagonalen Achsenschar, 3 + 3 darauf senkrecht stehenden Scharen digonaler Achsen, 3 + 3 Scharen von Symmetrieebenen, einer einzelnen Symmetrieebene und einer Schar von Symmetriezentren.

Diese Symmetriegruppen entstehen aus den Gruppen $\mathfrak{d}_6$ z. B. durch Kombination mit einer Schar von Symmetrieebenen parallel der hexagonalen und einer digonalen Achsenschar (oder durch Kombination mit der einzelnen Symmetrieebene senkrecht zur tetragonalen Achsenschar). Unter Berücksichtigung des für die Gruppen $\mathfrak{d}_6$, $\mathfrak{c}_{6v}$ und $\mathfrak{c}_{6h}$ Gesagten ergibt sich, daß nur eine einzige Kombinationsmöglichkeit besteht:

$$\mathfrak{c}_6^1 + \mathfrak{c}_3^1 + \mathfrak{c}_2^1 + (3+3)\,\mathfrak{c}_2^4 + \mathfrak{c}_s^1 + (3+3)\,\mathfrak{c}_s^5 + \mathfrak{c}_i^1 = \mathfrak{d}_{6h}^1$$

XVII. Symmetriegruppen mit einer tetragonalen Drehspiegelachsenschar, zwei dazu parallelen gleichwertigen Symmetrieebenenscharen und zwei gleichwertigen Scharen digonaler Achsen.

Diese Symmetriegruppen entstehen z. B. durch Kombination von $\mathfrak{s}_4^1$ mit einer dazu senkrecht stehenden Schar digonaler Achsen. Gleichzeitig stellen sich Scharen von Symmetrieebenen ein, welche die Winkel zwischen gleichwertigen digonalen Achsen halbieren. Die digonalen Achsen können in Richtung primitiver Translationen liegen und Dreh- oder Schraubenachsen sein; dann treten die Symmetrieebenen als Gruppen $\mathfrak{c}_s^5$ auf. Es können aber auch die Symmetrieebenen in Richtung primitiver Translationen liegen und Spiegel- oder Gleitspiegelebenen sein; dann treten die digonalen Achsen als Gruppen $\mathfrak{c}_2^4$ auf. Danach sind vier Kombinationsmöglichkeiten zu unterscheiden:

1. $\mathfrak{s}_4^1 + \mathfrak{c}_2^1 + 2\,\mathfrak{c}_2^2 + 2\,\mathfrak{c}_s^5 = \mathfrak{v}_d^1$
2. $\mathfrak{s}_4^1 + \mathfrak{c}_2^1 + 2\,\mathfrak{c}_2^3 + 2\,\mathfrak{c}_s^5 = \mathfrak{v}_d^2$
3. $\mathfrak{s}_4^1 + \mathfrak{c}_2^1 + 2\,\mathfrak{c}_2^4 + 2\,\mathfrak{c}_s^3 = \mathfrak{v}_d^3$
4. $\mathfrak{s}_4^1 + \mathfrak{c}_2^1 + 2\,\mathfrak{c}_2^4 + 2\,\mathfrak{c}_s^4 = \mathfrak{v}_d^4$

XVIII. Symmetriegruppen mit einer Schar hexagonaler Drehspiegelachsen.

Diese Symmetriegruppen entstehen durch Kombination einer trigonalen Achsenschar mit einer Schar von Symmetriezentren. Ohne weiteres ergibt sich aus der Ableitung der Gruppen $\mathfrak{c}_3^1$ und $\mathfrak{c}_i^1$, daß nur eine Gruppe auftreten kann:

$$\mathfrak{c}_3^1 + \mathfrak{c}_i^1 = \mathfrak{c}_{3i}^1.$$

XIX. Symmetriegruppen mit einer hexagonalen Drehspiegelachsenschar, drei dazu parallelen Scharen gleichwertiger Symmetrieebenen, drei gleichwertigen Scharen digonaler Achsen und einer Schar von Symmetriezentren.

Diese Symmetriegruppen entstehen aus den Gruppen $\mathfrak{c}_{3i}$ durch Hinzufügen einer digonalen Achsenschar senkrecht zur Drehspiegelachsenschar. Dadurch entstehen Scharen von Symmetrieebenen, welche den Winkel zwischen zwei gleichwertigen digonalen Achsenscharen halbieren. Analog wie bei den Gruppen der Klassen $\mathfrak{d}_3$ und $\mathfrak{c}_{3v}$ sind je nach der Lage der digonalen Achsen (bzw. Symmetrieebenen) zwei Gruppen zu unterscheiden:

1. $\mathfrak{c}_3^1 + 3\,\mathfrak{c}_2^1 + 3\,\mathfrak{c}_s^5 + \mathfrak{c}_i^1 = \mathfrak{d}_{3d}^1$
2. $\mathfrak{c}_3^1 + 3\,\mathfrak{c}_2^4 + 3\,\mathfrak{c}_s^5 + \mathfrak{c}_i^1 = \mathfrak{d}_{3d}^2$.

Damit ist die vollständige Ableitung der Symmetriegruppen mit zwei Translationen gegeben. Ihre analytische Beschreibung ist in den beiden Haupttabellen 5 und 6 zusammengefaßt.

Aus Tabelle 5 entnimmt man die isomorphen Parallelscharen, welche jede einzelne Symmetrie-

Digitized by Google

Tabelle 6

Σ_{II}		0							$\int$					
K. S.	G. I.	[001]	[010]	[100]	[110]	[1$\bar{1}$0]	[310]	[3$\bar{1}$0]	[010]	[100]	[110]	[1$\bar{1}$0]	[310]	[3
c_3	1													
c_{3i}	1													
c_{3v}	1													
	2													
b_3	1		00; $\frac{1}{2}$0				00; 0$\frac{1}{3}$; 0$\frac{2}{3}$	00; 0$\frac{1}{3}$; 0$\frac{2}{3}$	$\frac{1}{2}$0; $\frac{3}{4}$0				0$\frac{1}{6}$; 0$\frac{1}{2}$; 0$\frac{5}{6}$	0$\frac{1}{6}$; 0
	2			00; 0$\frac{1}{2}$	00	00				0$\frac{1}{4}$; 0$\frac{3}{4}$	0$\frac{1}{2}$	0$\frac{1}{2}$		
b_{3d}	1		00; $\frac{1}{2}$0				00; 0$\frac{1}{3}$; 0$\frac{2}{3}$	00; 0$\frac{1}{3}$; 0$\frac{2}{3}$	$\frac{1}{2}$0; $\frac{3}{4}$0				0$\frac{1}{6}$; 0$\frac{1}{2}$; 0$\frac{5}{6}$	0$\frac{1}{6}$; 0
	2			00; 0$\frac{1}{2}$	00	00				0$\frac{1}{4}$; 0$\frac{3}{4}$	0$\frac{1}{2}$	0$\frac{1}{2}$		
c_{3h}	1													
b_{3h}	1		00; $\frac{1}{2}$0				00; 0$\frac{1}{3}$; 0$\frac{2}{3}$	00; 0$\frac{1}{3}$; 0$\frac{2}{3}$	$\frac{1}{2}$0; $\frac{3}{4}$0				0$\frac{1}{6}$; 0$\frac{1}{2}$; 0$\frac{5}{6}$	0$\frac{1}{6}$; 0
	2	$\frac{1}{2}$0; 0$\frac{1}{2}$; $\frac{1}{4}\frac{1}{4}$; $\frac{3}{4}\frac{3}{4}$; $\frac{1}{4}\frac{3}{4}$; $\frac{3}{4}\frac{1}{4}$		00; 0$\frac{1}{2}$	00	00				0$\frac{1}{4}$; 0$\frac{3}{4}$	0$\frac{1}{2}$	0$\frac{1}{2}$		
c_6	1	$\frac{1}{2}$0; 0$\frac{1}{2}$; $\frac{1}{4}\frac{1}{4}$; $\frac{3}{4}\frac{3}{4}$; $\frac{1}{4}\frac{3}{4}$; $\frac{3}{4}\frac{1}{4}$												
c_{6v}	1	$\frac{1}{2}$0; 0$\frac{1}{2}$; $\frac{1}{4}\frac{1}{4}$; $\frac{3}{4}\frac{3}{4}$; $\frac{1}{4}\frac{3}{4}$; $\frac{3}{4}\frac{1}{4}$												
c_{6h}	1	$\frac{1}{2}$0; 0$\frac{1}{2}$; $\frac{1}{4}\frac{1}{4}$; $\frac{3}{4}\frac{3}{4}$; $\frac{1}{4}\frac{3}{4}$; $\frac{3}{4}\frac{1}{4}$												
b_6	1	$\frac{1}{2}$0; 0$\frac{1}{2}$; $\frac{1}{4}\frac{1}{4}$; $\frac{3}{4}\frac{3}{4}$; $\frac{1}{4}\frac{3}{4}$; $\frac{3}{4}\frac{1}{4}$	00; $\frac{1}{2}$0	00; 0$\frac{1}{2}$	00	00	00; 0$\frac{1}{3}$; 0$\frac{2}{3}$	00; 0$\frac{1}{3}$; 0$\frac{2}{3}$	$\frac{1}{2}$0; $\frac{3}{4}$0	0$\frac{1}{4}$; 0$\frac{3}{4}$	0$\frac{1}{2}$	0$\frac{1}{2}$	0$\frac{1}{6}$; 0$\frac{1}{2}$; 0$\frac{5}{6}$	0$\frac{1}{6}$; 0
b_{6h}	1	$\frac{1}{2}$0; 0$\frac{1}{2}$; $\frac{1}{4}\frac{1}{4}$; $\frac{3}{4}\frac{3}{4}$; $\frac{1}{4}\frac{3}{4}$; $\frac{3}{4}\frac{1}{4}$	00; $\frac{1}{2}$0	00; 0$\frac{1}{2}$	00	00	00; 0$\frac{1}{3}$; 0$\frac{2}{3}$	00; 0$\frac{1}{3}$; 0$\frac{2}{3}$	$\frac{1}{2}$0; $\frac{3}{4}$0	0$\frac{1}{4}$; 0$\frac{3}{4}$	0$\frac{1}{2}$	0$\frac{1}{2}$	0$\frac{1}{6}$; 0$\frac{1}{2}$; 0$\frac{5}{6}$	0$\frac{1}{6}$; 0

gruppe aufbauen. Der Tabellenkopf ist hier in drei Teile gespalten: die oberste Reihe enthält das Klassensymbol, die mittlere den Gruppenindex der isomorphen Schar; die letzte Reihe enthält die Richtungen, in welchen die isomorphen Scharen auftreten. Ein Einser in den Rubriken deutet dann das Vorhandensein einer isomorphen Schar in der betreffenden Symmetriegruppe an. Um ein allzu großes Format zu vermeiden, wurde in dieser und der folgenden Tabelle für Gruppen mit 3- und 6-zähligen Achsen ein eigener Tabellenkopf angefertigt. Man kann die Aussagen der Tabellen 4 und 5 miteinander vergleichen: Tabelle 5 hat für die Σ_{II} die gleiche Bedeutung wie die (entsprechend umgruppierte) Tabelle 4 für die Σ_0.

Tabelle 6 enthält die explizite Aufzählung der Symmetrieelemente jeder Symmetriegruppe. Ihre Angaben wurden auf Grund der Sätze 1—4 S. 179 unter Verwendung der Resultate von Tabelle 5 abgeleitet. Die Tabellen 2 und 6 sind durchaus analog gebaut, und es kann bezüglich Beschreibung des Baues auf die Ausführungen S. 177 verwiesen werden. Natür-

Digitized by Google

(Fortsetzung).

[001]	[001]	(001)	(010)	(100)	(110)	(1$\bar{1}$0)	(130)	(13$\bar{0}$)	(010)	(100)	(110)	(1$\bar{1}$0)	(130)	(13$\bar{0}$)	—
$\frac{1}{3}\frac{1}{3}$; $\frac{2}{3}$ 0; $\frac{1}{3}$ 0; $\frac{2}{3}\frac{1}{3}$															
$\frac{1}{3}\frac{1}{3}$; $\frac{2}{3}$ 0; $\frac{1}{3}$ 0; $\frac{2}{3}\frac{1}{3}$															0 0; $\frac{1}{2}\frac{1}{2}$; $\frac{1}{2}$ 0; 0 $\frac{1}{2}$; $\frac{1}{4}\frac{1}{4}$; $\frac{3}{4}\frac{3}{4}$; $\frac{1}{4}\frac{3}{4}$; $\frac{3}{4}\frac{1}{4}$
$\frac{1}{3}\frac{1}{3}$; $\frac{2}{3}$ 0; $\frac{1}{3}$ 0; $\frac{2}{3}\frac{1}{3}$				0; $\frac{1}{2}$			0; $\frac{1}{3}$; $\frac{2}{3}$	0; $\frac{1}{3}$; $\frac{2}{3}$		$\frac{1}{4}$; $\frac{3}{4}$			$\frac{1}{6}$; $\frac{1}{2}$; $\frac{5}{6}$	$\frac{1}{6}$; $\frac{1}{2}$; $\frac{5}{6}$	
$\frac{1}{3}\frac{1}{3}$; $\frac{2}{3}$ 0; $\frac{1}{3}$ 0; $\frac{2}{3}\frac{1}{3}$			0; $\frac{1}{2}$		0	0			$\frac{1}{4}$; $\frac{3}{4}$		$\frac{1}{2}$	$\frac{1}{2}$			
$\frac{1}{3}\frac{1}{3}$; $\frac{2}{3}$ 0; $\frac{1}{3}$ 0; $\frac{2}{3}\frac{1}{3}$															
$\frac{1}{3}\frac{1}{3}$; $\frac{2}{3}$ 0; $\frac{1}{3}$ 0; $\frac{2}{3}\frac{1}{3}$			0; $\frac{1}{2}$		0	0			$\frac{1}{4}$; $\frac{3}{4}$		$\frac{1}{2}$	$\frac{1}{2}$			0 0; $\frac{1}{2}\frac{1}{2}$; $\frac{1}{2}$ 0; 0 $\frac{1}{2}$; $\frac{1}{4}\frac{1}{4}$; $\frac{3}{4}\frac{3}{4}$; $\frac{1}{4}\frac{3}{4}$; $\frac{3}{4}\frac{1}{4}$
$\frac{1}{3}\frac{1}{3}$; $\frac{2}{3}$ 0; $\frac{1}{3}$ 0; $\frac{2}{3}\frac{1}{3}$				0; $\frac{1}{2}$			0; $\frac{1}{3}$; $\frac{2}{3}$	0; $\frac{1}{3}$; $\frac{2}{3}$		$\frac{1}{4}$; $\frac{3}{4}$			$\frac{1}{6}$; $\frac{1}{2}$; $\frac{5}{6}$	$\frac{1}{6}$; $\frac{1}{2}$; $\frac{5}{6}$	0 0; $\frac{1}{2}\frac{1}{2}$; $\frac{1}{2}$ 0; 0 $\frac{1}{2}$; $\frac{1}{4}\frac{1}{4}$; $\frac{3}{4}\frac{3}{4}$; $\frac{1}{4}\frac{3}{4}$; $\frac{3}{4}\frac{1}{4}$
$\frac{1}{3}\frac{1}{3}$; $\frac{2}{3}$ 0; $\frac{1}{3}$ 0; $\frac{2}{3}\frac{1}{3}$		0													
$\frac{1}{3}\frac{1}{3}$; $\frac{2}{3}$ 0; $\frac{1}{3}$ 0; $\frac{2}{3}\frac{1}{3}$		0		0; $\frac{1}{2}$			0; $\frac{1}{3}$; $\frac{2}{3}$	0; $\frac{1}{3}$; $\frac{2}{3}$		$\frac{1}{4}$; $\frac{3}{4}$			$\frac{1}{6}$; $\frac{1}{2}$; $\frac{5}{6}$	$\frac{1}{6}$; $\frac{1}{2}$; $\frac{5}{6}$	
$\frac{1}{3}\frac{1}{3}$; $\frac{2}{3}$ 0; $\frac{1}{3}$ 0; $\frac{2}{3}\frac{1}{3}$		0	0; $\frac{1}{2}$		0	0			$\frac{1}{4}$; $\frac{3}{4}$		$\frac{1}{2}$	$\frac{1}{2}$			
0; $\frac{2}{3}\frac{1}{3}$; 0; $\frac{1}{3}\frac{2}{3}$	0 0; $\frac{1}{3}\frac{2}{3}$														
0; $\frac{2}{3}\frac{1}{3}$; 0; $\frac{1}{3}\frac{2}{3}$	0 0; $\frac{1}{3}\frac{2}{3}$		0; $\frac{1}{2}$	0; $\frac{1}{2}$	0	0	0; $\frac{1}{3}$; $\frac{2}{3}$	0; $\frac{1}{3}$; $\frac{2}{3}$	$\frac{1}{4}$; $\frac{3}{4}$	$\frac{1}{4}$; $\frac{3}{4}$	$\frac{1}{2}$	$\frac{1}{2}$	$\frac{1}{6}$; $\frac{1}{2}$; $\frac{5}{6}$	$\frac{1}{6}$; $\frac{1}{2}$; $\frac{5}{6}$	
0; $\frac{2}{3}\frac{1}{3}$; 0; $\frac{1}{3}\frac{2}{3}$	0 0; $\frac{1}{3}\frac{2}{3}$	0													0 0; $\frac{1}{2}\frac{1}{2}$; $\frac{1}{2}$ 0; 0 $\frac{1}{2}$; $\frac{1}{4}\frac{1}{4}$; $\frac{3}{4}\frac{3}{4}$; $\frac{1}{4}\frac{3}{4}$; $\frac{3}{4}\frac{1}{4}$
0; $\frac{2}{3}\frac{1}{3}$; 0; $\frac{1}{3}\frac{2}{3}$	0 0; $\frac{1}{3}\frac{2}{3}$														
0; $\frac{2}{3}\frac{1}{3}$; 0; $\frac{1}{3}\frac{2}{3}$	0 0; $\frac{1}{3}\frac{2}{3}$	0	0; $\frac{1}{2}$	0; $\frac{1}{2}$	0	0	0; $\frac{1}{3}$; $\frac{2}{3}$	0; $\frac{1}{3}$; $\frac{2}{3}$	$\frac{1}{4}$; $\frac{3}{4}$	$\frac{1}{4}$; $\frac{3}{4}$	$\frac{1}{2}$	$\frac{1}{2}$	$\frac{1}{6}$; $\frac{1}{2}$; $\frac{5}{6}$	$\frac{1}{6}$; $\frac{1}{2}$; $\frac{5}{6}$	0 0; $\frac{1}{2}\frac{1}{2}$; $\frac{1}{2}$ 0; 0 $\frac{1}{2}$; $\frac{1}{4}\frac{1}{4}$; $\frac{3}{4}\frac{3}{4}$; $\frac{1}{4}\frac{3}{4}$; $\frac{3}{4}\frac{1}{4}$

lich entfallen hier die Spalten 3—7 der Tabelle 2. Es ist zu bemerken, daß wie in Tabelle 2 Symmetrieelemente, welche vollständig in anderen enthalten sind, der Übersicht halber nicht eigens angeführt werden; hingegen werden Symmetrieelemente, welche zwar zusammenfallen, durch Symmetrieoperationen aber getrennt werden können, auch getrennt angegeben. So fallen z. B. in der Gruppe C_{1h}^1 die tetragonalen Drehachsen und Drehspiegelachsen $[001]_{000}$ und $[001]_{\frac{1}{2}\frac{1}{2}0}$ zusammen, werden aber getrennt angegeben.

Die Reihenfolge in der die Symmetriegruppen in den Tabellen 5 und 6 aufgezählt sind, deckt sich nicht mit der, bei der Ableitung eingehaltenen. Die Gruppen werden hier nach Symmetriesystemen geordnet angegeben, und zwar so, daß in jedem System die tetratoedrischen, hemiedrischen und holoedrischen Klassen aufeinanderfolgen.

Der Notgemeinschaft der Deutschen Wissenschaft sind wir für die zur Durchführung der Arbeit bewilligten Mittel zu besonderem Dank verpflichtet.

Digitized by Google

Digitized by Google

Mitteilungen der deutschen Materialprüfungsanstalten

Sonderheft VI:
Arbeiten aus dem **Staatlichen Materialprüfungsamt** zu Berlin-Dahlem

Inhalt

Seite

Schulze, Bruno. Beitrag zur ältesten Geschichte der Papiererzeugung. (Ein Papier aus dem 3. Jahrhundert n. Chr.) 1
Korn, R. Einfluß des Wasserzeichens auf die Festigkeitseigenschaften von Wertzeichenpapieren 4
Herzberg, W. Einfluß höherer Wärmegrade auf die Festigkeitseigenschaften von Sackpapier 4
Wilke, P. Über einige Versuche mit dem Berstdruckprüfer Schopper-Dalén bei 8,04 und 100 qcm Einspannfläche 6
Herzberg, W. Erfahrungen bei der Prüfung von Rohdachpappe 8
Dalén, G., und P. Wilke. Ermittelung der Lichtechtheit farbiger Papiere durch Belichtung mit der Quarz-Quecksilberlampe 9
Korn, R. Sklerenchym in Strohzellstoffen 13
Korn, R. Sklerenchymflecke in Papier 15
Korn, R. Die Sutermeister-Lösung in der Papiermikroskopie 17
Herzberg, W. Metallschädliche Bestandteile in Papier 18
Korn, R. Quantitative Bestimmung von Holzschliff in Papier auf chemischem Wege nach Cross, Bevan und Briggs 19
Schulze, Bruno. Quantitative Bestimmung von Wolle in Roh- und Wollfilzpappen auf chemischem Wege 23
Herzog, G. Über den Einfluß der Luftfeuchtigkeit auf die Eigenschaften der Faserstoffe und über Messung der Luftfeuchtigkeit 24
Sommer, H. Die Wirkung atmosphärischer Einflüsse auf Faserstoffe 30
Sommer, H. Der Nachweis chemischer Schädigung bei Erzeugnissen aus Pflanzenfasern 51
Sommer, H. Zur Frage der Gleichmäßigkeitsprüfung von Gespinsten 55
Sommer, H. Die technologischen Eigenschaften der nach dem Einkardenverfahren hergestellten Jutegarne 60
Herzog, G. Schäden an Papierfilzen 62
Sommer, H. Über den Wert des Glühverfahrens bei der Bestimmung des Baumwollgehalts in Asbesterzeugnissen 65
Frederking, H. Einige Neuerungen bei photographischen Kopierprozessen 67
Marcusson, J., und W. Bauerschäfer. Katalytische Bildung von Erdölkohlenwasserstoffen aus Fetten 69
Marcusson, J., und W. Bauerschäfer. Autoxydation der Mineralöle 70
Marcusson, J. Die Vorgänge beim Erhitzen und Eintrocknen fetter Öle 71
Marcusson, J. Nachweis von Holzöl in Ölgemischen 78
Schlüter, H. Vereinheitlichung der Ölprüfungsverfahren 79
Marcusson, J. Die Analyse der Kaltasphalte 87
Marcusson, J. Der chemische Aufbau der Braunkohlen 89
Nitsche, R. Siegellackprüfungen 90

Mit 60 Abbildungen

Berlin
Verlag von Julius Springer
1929

Digitized by Google

Digitized by Google

Beitrag zur ältesten Geschichte der Papiererzeugung[1].

(Ein Papier aus dem 3. Jahrhundert n. Chr.).

Von **Bruno Schulze.**

Durch Briquet und Wiesner, die die naturwissenschaftlichen Untersuchungsmethoden in die historische Papierforschung einführten, sowie durch Karabazeks Quellenstudien, haben wir eingehende Kenntnis von der Beschaffenheit und Herkunft mittelalterlich europäischer und orientalischer sowie ältester arabischer Papiere (etwa 800 n. Chr.) erhalten. Durch Forschungsexpeditionen der letzten Jahrzehnte sind aber auch der vorarabischen, frühesten Geschichtsepoche der Papiererzeugung, deren Schauplatz die im Sande verwehten alten Kulturstätten Turkestans waren, neue Quellen erschlossen worden. Leider konnten noch nicht alle Funde wissenschaftlich ausgewertet werden. Die aus Kutschar und Takla Makan stammenden, von Wiesner[2] untersuchten ostturkestanischen Papiere sind in die Zeit zwischen 400 bis 800 n. Chr. einzureihen. Das bisher älteste aus Turkestan stammende echte (gefilzte) Papier, das auf seine Stoffzusammensetzung und Verarbeitung untersucht wurde, ist meines Wissens ein vom Jahre 399 n. Chr. datierter Beschreibstoff, der in Turfan ausgegraben wurde[3].

Über die Ergebnisse der Untersuchung eines zweiten noch älteren turkestanisch-chinesischen Papieres soll hier berichtet werden. In der im März 1900 von Sven Hedin[4] entdeckten alten chinesischen Stadt Lou-lan wurde eine große Anzahl von Handschriften auf Papier und Holz ausgegraben, die zu den ältesten Kulturerzeugnissen der Menschheit gehören. Sie geben einen überraschend reichen Einblick in die Blütezeit der jetzt unter dem Wüstensand schlafenden Stadt im 3. Jahrhundert n. Chr. In der Annahme, daß die von Sven Hedin aufgefundenen chinesischen Handschriften für die Geschichte der Papiererzeugung neue Anhaltspunkte liefern könnten, wandte sich das Amt an Sven Hedin mit der Bitte, kleine Teile der einen oder anderen Handschrift für eine Prüfung zur Verfügung zu stellen; es erhielt darauf eine kleine Probe eines chinesischen Papieres aus dem 3. Jahrhundert n. Chr., wofür auch noch an dieser Stelle verbindlich gedankt wird.

Das schwach gelblich getönte Papier hat eine Dicke von etwa 0,23 mm. Es ist ein echtes gefilztes Papier von der Langfaserigkeit, wie man sie in der Regel bei alten Beschreibstoffen antrifft (Abb. 1 und 2). Die Fasern

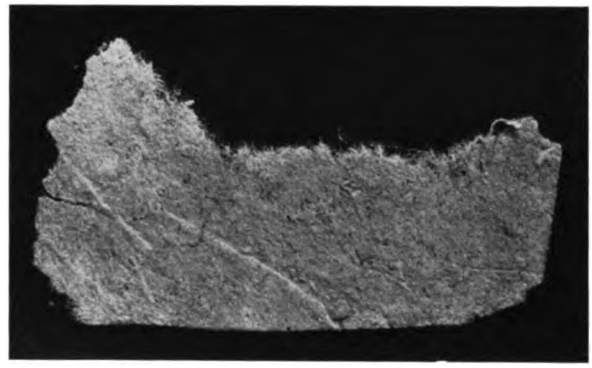


Abb. 1. (Natürliche Größe.)

sind (wahrscheinlich durch ein sehr primitives Stampf- oder Schlagverfahren) nur sehr wenig angegriffen. Eine

Abb. 2. (9mal vergrößert.)

Leimung des Papieres war nicht nachweisbar und ist wahrscheinlich auch nicht vorhanden gewesen. Bei genauerer Betrachtung lassen sich selbst mit unbewaff-

[1] Original: Papier-Ztg., Papierfabrikant, Wochenblatt für Papierfabrikation: 1928.

[2] J. Wiesner: Mikroskopische Untersuchung alter Papiere. S. 20. Wien 1902.

[3] R. Kobert: Über das älteste in Deutschland befindliche echte Papier. Papierfabrikant, Fest- u. Auslandsheft 1911, S. 44/48.

[4] Sven Hedin: Lou-lan, die schlafende Stadt. Reclams Univers. Jg. 42, H. 16/17.

Digitized by Google

netem Auge vereinzelte Garnfäden in dem Papierfilz erkennen (Abb. 2). An einer Stelle ließ sich sogar ein Gewebestück mit Kette und Schuß aus der Papiermasse

Abb. 3. (25 mal vergrößert.)

herauspräparieren (Abb. 3). Die unaufgelösten Garnfäden und Gewebebestandteile beweisen, daß es sich um ein Hadernpapier handelt, oder daß mindestens Hadern mitverarbeitet wurden. Die Erhaltung der Garnfäden läßt auf eine sehr schonende Behandlung des Fasermaterials schließen. Für die Verarbeitung von Hadern spricht ferner das Vorhandensein von künstlich gefärbten Fasern sowie von Stärkekleisterresten an den Fasern. Wiesner[1] konnte an den Fasern vieler alter orientalischer und europäischer Papiere solche Stärkespuren nachweisen, welche zum Stärken oder Appretieren der Stoffe gedient hatten. Eine Verwechslung der Stärkespuren mit Leimungsmasse ist nicht möglich, da man unter dem Mikroskop nach Behandlung mit sehr verdünnter Jod-Jodkalium-Lösung nur vereinzelte kleine violettblau gefärbte Bezirke an den Fasern findet. Leider war die Verkleisterung der Stärke in dem untersuchten Papier so vollkommen, daß sich deren Art nicht mehr mit Sicherheit ermitteln ließ. Einige Fragmente von Gramineenoberhaut deuten auf die Reispflanze als Stärkelieferanten hin. Der vorliegende chinesische Beschreibstoff ist also ein Hadernpapier. Karabazek[2] hatte noch angenommen, daß die Perser Samarkands die Erfinder des Hadernpapiers gewesen seien. Kobert (l. c.) läßt bei dem von ihm untersuchten ostturkestanischen Papier die Frage, ob Hadern oder lediglich durch Stampfen stark fibrillierte Fasern verarbeitet wurden, offen; das aus Boehmeria und zum kleinen Teil aus Broussonetia bestehende Fasermaterial dieses Papieres war im Gegensatz zu dem Papier aus Lou-lan stark fibrilliert. Der weitaus größte Teil der Papiermasse besteht aus einem einheitlichen Fasermaterial. Der Bau der Fasern deutet auf Leinen oder Hanf (Abb. 4). Eine sichere Unterscheidung dieser namentlich im verarbeiteten Zustande sich außerordentlich ähnelnden Bastfasern kann nur auf Grund von Quellungserscheinungen in Kupferoxydammoniak oder von Nebenbestandteilen erfolgen. Zu diesem Zweck wurde das Fasermaterial zunächst nach Nebenbestandteilen durchsucht. Das zur Verfügung stehende Stück des Papieres war etwa 7 qcm groß. Außer den schon erwähnten Gramineenoberhaut-Fragmenten fanden sich mehrere vom Hanf herrührende Haare (Abb. 5). Die Gesamtlänge dieser Haare betrug etwa 0,412 mm, die größte Breite 0,055 mm. Schließlich fand sich auch noch ein Stück Oberhaut des Hanfes mit Haar-

Abb. 4. (135 mal vergrößert.)

narbe. Diese Nebenbestandteile im Verein mit den Quellungserscheinungen in Kupferoxydammoniak erbrachten den Beweis, daß die Hauptmasse des Papieres aus Hanffasern besteht. Fasern des Papiermaulbeerbaumes (Broussonetia) sind nicht vorhanden, charakteristische Fasern von Boehmeria ließen sich auch nicht nachweisen. Einige stärker zerstampfte Fasern, die eine gewisse Ähnlichkeit mit der Ramiefaser (Boehmeria)

[1] J. Wiesner: Die mikroskopische Untersuchung des Papiers. S. 54 u. 63. Wien: Verlag der Staatsdruckerei 1887.

[2] Karabazek: Das arabische Papier. S. 31. Wien: Verlag der Staatsdruckerei 1887.

Digitized by Google

aufweisen, bleiben sicher unter 5% der Gesamtmasse und können sehr wohl auch Übergangserscheinungen der Hanffaser sein. Zusammenfassend läßt sich sagen, daß zur Herstellung des untersuchten Beschreibstoffes,

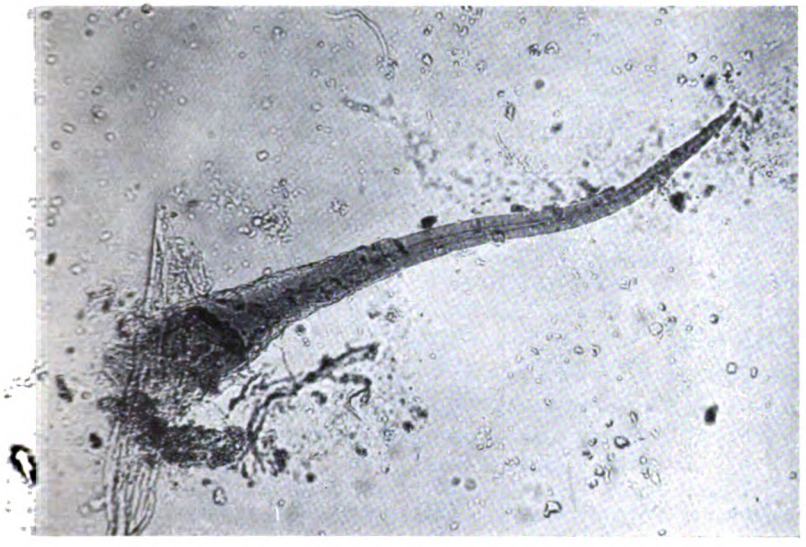


Abb. 5. (200 mal vergrößert.)

des ältesten bisher bekannten Hadernpapieres, abgenutzte Gewebe, vielleicht auch Taue und Netze verwandt wurden, die zum ganz überwiegenden Teil aus Hanf bestanden. Als zufällige Beimengung sind geringe Mengen tierischer Haare (Wollhaare und Wildhaare) zu betrachten. Sehr bemerkenswert ist die bei eingehendster Untersuchung immer wieder bestätigte Tatsache, daß das auf S. 2 erwähnte Gewebefragment (Abb. 3) aus Baumwolle besteht (Abb. 6). Die meist bandförmigen, zum Teil spiralig gedrehten Haare mit weitem bisweilen wechselndem Lumen zeigen auch die charakteristische Gitterstreifung der Baumwolle. Porenkanäle sowie knotenförmige Auftreibungen fehlen. Die Quellungserscheinungen in Chromschwefelsäure und Kupferoxydammoniak zeigen die Merkmale der Baumwolle. An dem trockenen Fasermaterial, besonders aber nach Behandlung der Präparate mit Sudan III lassen sich an den Fasern vereinzelte Fetzen nachweisen, die auf Reste der Kutikula hindeuten.

Bei den von ihm untersuchten arabischen Papieren ägyptischer Herkunft konnte Wiesner (l. c.) 1887, S. 76) feststellen, daß die Leinenpapiere im Verhältnis 3 : 1 die Hanfpapiere überwogen. Dies ist verständlich, da Ägypten von alters her geradezu als „Flachsland" bezeichnet wird (Karabazek, l. c. S. 29). In China dagegen ist die Leinenpflanze erst sehr spät eingeführt worden. Seit uralten Zeiten wurde aber in China die Hanfpflanze angebaut. Der Charakter ma, der in neueren Zeiten in China allgemein für Textilfasern gebraucht wird, galt zunächst ausschließlich für die Hanfpflanze. Das Lu-schi (Sungdynastie) berichtet, daß der Kaiser Shen Nung (28. Jahrhundert v. Chr.) zuerst die Kultur des ma und des Maulbeerbaumes seinem Volke gelehrt habe, um Gewebe aus Hanf und Seide herstellen zu können. Hiernach ist die Herstellung des untersuchten, aus dem frühesten Beginn der Papiererzeugung stammenden Beschreibstoffes auf Hanfhadern nicht verwunderlich. Anders steht es mit dem Baumwollbefund. Über die Anfänge der Baumwollkultur ist wenig Sicheres bekannt, die Berichte sind daher oft widersprechend. Während einige Autoren angeben, daß die Chinesen schon um das Jahr 2300 v. Chr. zu Zeiten des Kaisers Joa baumwollene Gewänder trugen (z. B. Tobler[1]), soll nach anderen die Baumwolle erst 1257 bis 1294 n. Chr. aus Südindien eingeführt worden sein (Karabazek, l. c. S. 22). Tatsache ist jedenfalls, daß in Indien schon um 600 v. Chr. die Baumwolle im Zusammenhang mit der Erzeugung von Gewändern genannt wird (Wiesner[2]). Vielleicht gibt folgende Angabe Sven Hedins (l. c. S. 415) eine Erklärung für das Vorkommen von Baumwolle in dem geprüften Papier: „Lou-lan war ein Sperrfort an der Seidenstraße von China nach Syrien und Rom. Zwei der in Lou-lan aufgefundenen Dokumente

Abb. 6. (165 mal vergrößert.)

waren in Kharoshthi, einer indischen Sprache, abgefaßt und verraten also eine Verbindung mit Indien oder sogar die Anwesenheit von indischen Kaufleuten in Lou-lan."

[1] Tobler: Kolonialbotanik. Berlin: Teubner 1907.

[2] J. Wiesner: Rohstoffe des Pflanzenreiches, Bd. III, 3. Aufl., S. 133. 1921.

Digitized by Google

Einfluß des Wasserzeichens auf die Festigkeitseigenschaften von Wertzeichenpapieren[1].

Von **R. Korn.**

Vor einiger Zeit hat das Amt in den Papier-Fachschriften über die Erfahrungen, die es bei der Prüfung von Wertzeichenpapieren gemacht hat, berichtet. Dabei wurde darauf hingewiesen, daß die Einhaltung der vorgeschriebenen Reißlänge bei der Herstellung dieser Papiere wegen der durchgehenden Wasserzeichen besondere Schwierigkeiten verursacht. In einigen Fällen waren Bogen zur Prüfung vorgelegt, die zur Hälfte das Wasserzeichen führten, im übrigen aber ohne Wasserzeichen waren; die Entnahme derartiger Proben ist möglich, wenn der Egoutteur während der Herstellung des Papiers von Zeit zu Zeit gehoben wird; sie hat den Vorteil, daß die Versuchsstreifen aus der Hälfte der Bogen, die kein Wasserzeichen trägt, geschnitten werden können. Um festzustellen, wie groß der Einfluß des Wasserzeichens ist, wurden diese Papiere sowohl ohne, als auch mit Wasserzeichen geprüft; die Ergebnisse sind in nachstehender Tabelle zusammengefaßt.

Lfd. Nr.	Klasse	Mittlere Reißlänge des Papiers				Mittlere Falzzahl des Papiers			
		a ohne Wasserzeichen m	b mit Wasserzeichen m	Abweichung b von a m	Abweichung b von a %	c ohne Wasserzeichen	d mit Wasserzeichen	Abweichung d von c	Abweichung d von c %
1	2a	5550	5200	— 350	— 6,3	720	640	— 80	—11,1
2	„	5450	4850	— 600	—11,0	3262	2098	—1164	—35,7
3	„	5225	4150	—1075	—20,6	2836	2123	— 713	—25,1
4	„	5200	4500	— 700	—13,5	941	960	+ 19	+ 2,0
5	„	5200	4300	— 900	—17,3	2548	2204	— 344	—13,5
6	„	5150	4800	— 350	— 6,8	912	789	— 123	—13,5
7	„	5150	4700	— 450	— 8,7	1016	855	— 161	—15,8
8	„	5100	4625	— 475	— 9,3	888	769	— 119	—13,4
9	„	5075	4875	— 200	— 3,9	992	1011	+ 19	+ 1,9
10	„	5000	4025	— 975	—19,5	1160	640	— 520	—44,8
11	„	4950	4300	— 650	—13,1	1691	1067	— 624	—36,9
12	„	4825	4400	— 425	— 8,8	677	485	— 192	—28,4
13	2b	6375	6200	— 175	— 2,7	982	975	— 7	— 0,7
14	„	4275	3900	— 375	— 8,8	209	166	— 43	—20,6
			Im Mittel:		—10,7				—18,2

Wie aus der Zusammenstellung hervorgeht, wurde die Reißlänge bei allen 14 Papieren durch Einwirkung des Wasserzeichens herabgedrückt, und zwar um 2,7 bis 20,6% (im Mittel 10,7%); 5 Papiere (Nr. 3, 5, 10, 11, 12), entsprechend 36%, erreichen die vorgeschriebene Reißlänge nur bei Prüfung ohne Wasserzeichen und hätten beanstandet werden müssen, wenn nur Probematerial mit Wasserzeichen vorgelegen hätte. Die Falzzahl wurde im Gegensatz zur Reißlänge nicht in allen Fällen durch das Wasserzeichen ungünstig beeinflußt, sondern blieb bei 3 Papieren (Nr. 4, 9, 13) mit Abweichungen von — 0,7 bis + 2,0% praktisch gleich; bei 11 Papieren (= 79%) erfuhr sie eine Abnahme von 11,1 bis 44,8%; die mittlere Abweichung beträgt — 18,2%. Diese Verminderung des Falzwiderstandes führte jedoch in keinem Falle zur Unterschreitung des vorgeschriebenen Wertes.

[1] Während des Druckes dieser Arbeit ist dem Amt von der Zulassungsstelle an der Börse zu Berlin mitgeteilt worden, daß in Zukunft bei der Prüfung von Wertzeichenpapieren nur Bogen mit Wasserzeichen verwendet werden dürfen.

Einfluß höherer Wärmegrade auf die Festigkeitseigenschaften von Sackpapier.

Von **W. Herzberg.**

Im „Wochenblatt" Jg. 1923, S. 2059, wurde über Erfahrungen berichtet, die bei der Prüfung von drei Sackpapieren im Anlieferungszustand und nach 5stündigem Erhitzen auf 80° C gemacht wurden; unmittelbar nach dem Erhitzen war die Reißlänge größer, die Dehnung kleiner und der Falzwiderstand ganz erheblich kleiner als im Anlieferungszustand. Diese Versuchsergebnisse rechtfertigen den Schluß, daß Papiersäcke, die mit heißem Zement, Kalk, Gips usw. gefüllt werden, gegen mechanische Beanspruchungen sehr empfindlich sind und daher mit besonderer Vorsicht behandelt werden müssen. Nach dem Bekanntwerden dieser Versuche wurde von verschiedenen Seiten angeregt, die Frage weiterzuverfolgen und insbesondere festzustellen, ob sich unter den geschilderten Bedingungen Sackpapiere aus Natronzellstoff anders verhalten als solche aus Sulfitzellstoff.

Das erforderliche Versuchsmaterial wurde von der Papierindustrie zur Verfügung gestellt, und es konnten fünf Natronsackpapiere, herrührend aus drei Fabriken, und zehn Sulfitsackpapiere aus vier Fabriken in den Kreis der Beobachtung gezogen werden.

Bevor auf die bei Prüfung dieser Papiere gemachten Erfahrungen eingegangen wird, sei noch einiges über die Füllung von Papiersäcken mit heißen Stoffen gesagt. Anlaß zu den ersten Versuchen gab die Mitteilung einer Papierfabrik, daß jetzt Zement vielfach 60 bis 80° heiß in die Papiersäcke gefüllt wird, und es daher erwünscht sei, etwas über Veränderungen von Sackpapier bei dieser Beanspruchung zu erfahren.

Um für diese Temperaturangabe und über Erfahrungen beim Füllen und Verschicken von heiß in die Säcke gefülltem Zement eine breitere Unterlage zu gewinnen, wurde bei drei Fachvertretungen der deutschen Zementwerke angefragt und um Auskunft gebeten. Die Antworten besagen kurz folgendes:

Verband 1. Zement wird in unseren Werken nur ausnahmsweise heiß abgefüllt. Übelstände bisher nicht beobachtet.

Verband 2, Werk a: Temperatur beim Einfüllen 70°, nach 4 St. 45°, nach 7 St. 30°. Klagen über ungünstige Einwirkung des heißen Zementes auf die Säcke nicht eingegangen.

Werk b: Temperatur beim Einfüllen schwankend. Durchschnitt 60 bis 65°, vereinzelt steigend bis 82°, am Auslauf der Mühle bis zu 172°. Abkühlung in großen

Digitized by Google

Rundbehältern sehr langsam. Klagen über beschädigte Säcke sind gelegentlich eingelaufen. „Tatsächlich scheint deshalb heißer Zement auf das Papier schädliche Einflüsse zu haben, je nachdem es sich um mehr oder weniger gutes Papier handelt."

Werk c: Temperatur beim Einfüllen 37 bis 52°. In den Säcken kühlt der Zement in 5 bis 6 St. ab. Schädigungen der Säcke sind nicht beobachtet worden.

Verband 3: Einfülltemperatur unter normalen Verhältnissen ganz mäßig; zum Teil, wenn die Ware knapp ist, auch 70 bis 80°. Klagen über Bersten der Säcke infolge heißer Zementfüllung liegen nicht vor. „Dagegen sind uns erhebliche Reklamationen zugegangen über das Zerreißen von Papiersäcken, die mit heißem, gemahlenem Kalk gefüllt waren. Da der hydraulische Kalk trocken eingelöscht wird und durch das Einlöschen an und für sich sehr heiß wird, kommt derselbe, da er von den Mühlen direkt in die Säcke gepackt wird, häufig warm zur Verladung. Wir haben mehrfach Reklamationen darüber gehabt, daß die Kalksäcke zerrissen beim Empfänger angekommen sind."

Die Antworten zeigen, daß nicht an allen Stellen die gleichen Erfahrungen gemacht worden sind; zurückzuführen ist dies vermutlich, wenn man gleich vorsichtige Behandlung der vollen Säcke annimmt, auf Verschiedenheiten in der Güte der Säcke, die in erster Linie abhängt von der Güte des Sackpapiers; leider ist es noch nicht gelungen, umfangreicheres Versuchsmaterial von Säcken, die sich im Gebrauch gut, und solchen, die sich nicht bewährt haben, zusammenzubringen, um die Ursachen des verschiedenen Verhaltens festzustellen, insbesondere zu ermitteln, ob lediglich mangelhafte Festigkeit des Papiers die Ursache ist oder auch die Art des Zellstoffes (Sulfit bzw. Natron).

In nachstehender Tabelle sind die Ergebnisse der eingangs erwähnten Vergleichsversuche mit Natron- und Sulfitsackpapieren zusammengestellt. Die schwach gedruckten Zahlen sind die Verhältniswerte, bezogen auf die mit den Papieren im ursprünglichen Zustand ermittelten Werte.

I. Papiere aus Natronzellstoff.

Lfd. Nr.	Mittlere Reißlänge			Mittlere Dehnung			Mittlere Falzzahl			Mittlerer Berstdruck in kg/qcm			Gewicht
	ursprünglicher Zustand	24 Std. bei 80° C getrocknet		ursprünglicher Zustand	24 Std. bei 80° C getrocknet		ursprünglicher Zustand	24 Std. bei 80° C getrocknet		ursprünglicher Zustand	24 Std. bei 80° C getrocknet		g/qm
		sofort geprüft	48 Std. später		sofort geprüft	48 Std. später		sofort geprüft	48 Std. später		sofort geprüft	48 Std. später	
3	**5850**	**6850**	**5525**	**6,8**	**8,5**	**6,5**	**1942**	**320**	**1299**	**2,98**	**2,67**	**2,95**	83
	100	119	103	100	56	108	100	16	67	100	90	99	
1	**5800**	**7050**	**5750**	**5,1**	**2,9**	**5,6**	**2442**	**401**	**1803**	**2,77**	**2,60**	**2,92**	76
	100	122	99	100	57	110	100	16	74	100	49	105	
2	**5450**	**6700**	**5500**	**5,2**	**2,7**	**5,7**	**2197**	**341**	**1536**	**2,92**	**2,71**	**2,87**	79
	100	123	101	100	52	110	100	16	70	100	93	98	
4	**5200**	**6250**	**5050**	**5,5**	**3,1**	**5,8**	**1456**	**133**	**1194**	**2,70**	**2,52**	**2,74**	72
	100	120	97	100	56	105	100	9	82	100	93		
5	**4575**	**5750**	**4425**	**5,4**	**2,0**	**4,7**	**1014**	**128**	**631**	**2,40**	**2,24**	**2,29**	75
	100	126	97	100	37	87	100	12	62	100	93	95	
Gesamtmittel	**5275**	**6420**	**5250**	**5,5**	**2,8**	**5,7**	**1810**	**264**	**1298**	**2,75**	**2,55**	**2,75**	77
	100	122	100	100	51	104	100	15	71	100	93	101	

II. Papiere aus Sulfitzellstoff.

7	**5400**	**5850**	**5025**	**4,1**	**1,5**	**3,0**	**1040**	**1**	**212**	**2,80**	**1,96**	**2,26**	82
	100	108	93	100	37	73	100	0,1	20	100	70	81	
10	**5075**	**5750**	**4900**	**2,4**	**1,7**	**2,6**	**495**	**43**	**362**	**2,13**	**2,03**	**2,08**	76
	100	133	97	100	71	108	100	9	73	100	95	98	
8	**5200**	**5700**	**4925**	**2,4**	**1,5**	**2,4**	**376**	**10**	**180**	**1,79**	**1,82**	**1,72**	70
	100	110	95	100	63	100	100	3	48	100	102	96	
13	**4825**	**5050**	**4150**	**2,3**	**1,4**	**2,1**	**438**	**18**	**343**	**2,06**	**2,14**	**2,24**	86
	100	117	96	100	61	91	100	4	78	100	104	109	
14	**4225**	**4650**	**4025**	**1,9**	**1,4**	**1,8**	**166**	**11**	**135**	**1,58**	**1,60**	**1,55**	75
	100	110	95	100	74	95	100	7	84	100	101	98	
12	**4425**	**5100**	**4375**	**2,1**	**1,4**	**2,1**	**313**	**36**	**180**	**1,82**	**1,71**	**1,84**	74
	100	115	99	100	67	100	100	12	48	100	94	101	
15	**3925**	**4775**	**4375**	**1,7**	**1,4**	**1,8**	**67**	**6**	**31**	**1,10**	**1,09**	**1,05**	43
	100	122	111	100	82	106	100	9	46	100	99	95	
11	**4825**	**5200**	**4825**	**2,5**	**1,4**	**2,3**	**699**	**4**	**296**	**2,03**	**1,96**	**2,12**	74
	100	108	100	100	56	92	100	0,6	42	100	97	104	
9	**5075**	**5575**	**5200**	**2,4**	**1,5**	**2,3**	**1003**	**11**	**748**	**2,73**	**2,35**	**2,57**	77
	100	110	102	100	63	96	100	1	75	100	86	94	
6	**5750**	**6100**	**5550**	**2,3**	**1,4**	**2,1**	**1660**	**4**	**879**	**2,58**	**2,40**	**2,73**	82
	100	106	97	100	61	91	100	0,2	53	100	93	106	
Gesamtmittel	**4823**	**5375**	**4785**	**2,4**	**1,5**	**2,3**	**626**	**14**	**337**	**2,06**	**1,91**	**2,02**	74
	100	111	98	100	63	96	100	2	57	100	93	98	

Digitized by Google

Aus den Werten der Tabelle lassen sich folgende Schlußfolgerungen ziehen:

Die Festigkeit, ausgedrückt durch die Reißlänge, ist durch das 24stündige Trocknen bei 80° bei den Natronpapieren im Mittel um rund 22%, bei den Sulfitpapieren um rund 10% erhöht worden, die Einzelwerte schwanken bei den Natronpapieren von 119 bis 126%, bei den Sulfitpapieren von 106 bis 122%. Diese Erhöhung war aber nur vorübergehend, nach 48stündigem Lagern an der Luft zeigten alle Papiere annähernd wieder ihre ursprüngliche Festigkeit.

Die Dehnung ist durch das Erhitzen im Mittel auf etwa die Hälfte herabgedrückt worden (N-Papiere: Einzelwerte 37 bis 57%, S-Papiere: Einzelwerte 37 bis 62%); auch diese Wirkung war nur vorübergehend, nach 48stündigem Lagern war die ursprüngliche Dehnung bei den meisten Papieren annähernd wieder vorhanden.

Der Falzwiderstand wurde durch das Erhitzen sehr ungünstig beeinflußt; und hier zeigt sich ein ausgesprochener Unterschied in dem Verhalten der N- und S-Papiere; im Mittel wurde der Falzwiderstand herabgedrückt bei den N-Papieren auf 15% (Einzelwerte 9 bis 16%), bei den S-Papieren auf 2% (Einzelwerte 0,1 bis 12%). Ordnet man die Verhältniswerte nach Häufigkeitsgruppen, so ergibt sich folgende Übersicht:

Werte von	0/1	1/5	5/10	10/20%
Natronpapier	0	0	1	4
Sulfitpapier	3	3	3	1

Der Falzwiderstand ist also durch das 24stündige Erhitzen der Papiere auf 80° bei den Sulfitpapieren stärker ungünstig beeinflußt worden als bei den Natronpapieren. Nach 48stündigem Lagern hat der Falzwiderstand wieder zugenommen, die Natronpapiere haben sich im Mittel wieder bis auf 71% erholt (Einzelwerte 62 bis 82%), die Sulfitpapiere bis auf 57% (Einzelwerte 20 bis 81%).

Diese Ergebnisse zeigen also ebenso wie die früheren, daß Sackpapiere nach dem Erhitzen auf 80° sehr spröde sind und solange sie nicht wieder Feuchtigkeit aus der Luft aufgenommen haben, gegen starke mechanische Einwirkung sehr empfindlich sein werden; es hat sich ferner gezeigt, daß die untersuchten S-Papiere gegen das Erhitzen empfindlicher sind als die N-Papiere.

Berstdruck: Da die Wirkung des Zementes im gefüllten Sack auf das Papier ähnlich ist wie die Pressung, die beim Prüfen mit einem Berstdruckprüfer auf das Papier ausgeübt wird, so wurden die 15 Papiere auch noch mit dem Mullenprüfer auf Berstdruck geprüft. Wie die Tabelle zeigt, ist der Berstdruck im Mittel durch das Erhitzen um rund 10% gesunken, und zwar sowohl bei den Natron- als auch bei den Sulfitpapieren; nach 48stündiger Lagerung bei Zimmerwärme zeigten die meisten Papiere wieder ihren ursprünglichen Berstdruck.

Die bei der Prüfung der 15 Papiere gemachten Beobachtungen reichen noch nicht zu der Schlußfolgerung aus, daß sich beim Abfüllen von heißem Zement Natronpapiersäcke besser bewähren als Sulfitpapiersäcke von sonst gleichen Eigenschaften. Diese Frage kann einwandfrei nur durch Zusammenarbeiten mit Zementfabriken geklärt werden, in der Weise, daß die Ergebnisse der Prüfung der Sackpapiere auf Art des Zellstoffes und sämtliche Festigkeitseigenschaften in Vergleich gestellt werden mit den Erfahrungen, die mit Säcken aus den Papieren vom Füllen bis zur Verbrauchsstelle gemacht worden sind; es wird versucht werden, ein solches Zusammenarbeiten zwischen dem Materialprüfungsamt und der Zementindustrie in die Wege zu leiten.

Über einige Versuche mit dem Berstdruckprüfer Schopper-Dalén bei 8,04 und 100 qcm Einspannfläche.

Von **P. Wilke.**

In der Tages- und Fachpresse sind vor einiger Zeit Ausführungen erschienen, die sich einmal mit der Absicht der Deutschen Reichsbahngesellschaft befaßten, die Verpackungsvorschriften für Stückgüter neu zu regeln und zum andern Mitteilungen brachten über die Kontrolle der für die Herstellung der Kartons verwendeten Pappen durch Ermittelung des Berstdruckes mit dem Berstdruckprüfer Schopper-Dalén an Stelle des amerikanischen Mullenprüfers.

Die Einführung der Prüfung der Pappen auf Berstdruck geht zurück auf die hierfür schon teilweise im Auslande bestehenden Vorschriften. Dort sind, wahrscheinlich auf Grund praktischer Erfahrungen auf dem Eisenbahntransport mit Pappbehältern, für verschieden schwere Pakete verschiedene Berstfestigkeiten der Pappen vorgeschrieben worden, und zwar sollen, wie z. B. in Schweden, für Pakete von 15, 25, 35 und 50 kg Bruttogewicht Pappen verwendet werden, die auf dem Mullenprüfer einen Berstdruck von 14, 17, 20 und 25 kg/qcm bei einer Prüffläche von 8,04 qcm aushalten. Das Bestreben der Deutschen Reichsbahn geht dahin, diese Prüfungsart in Deutschland einzuführen und dieselben Bruttogewichte und Festigkeitswerte wie in Schweden vorzuschreiben, um mit letzterem in den Anforderungen an die zu verwendenden Pappen übereinzustimmen. Bei dieser Gelegenheit soll auch auf Vorschlag des Materialprüfungsamtes im Interesse eines zuverlässigeren Prüfungsergebnisses eine größere Prüffläche als die des amerikanischen Mullenprüfers (8,04 qcm) angewendet werden, nämlich 100 qcm, weil hierdurch eine größere Fläche der zu prüfenden Pappe erfaßt und letztere nicht in dem Maße auf Biege- und Scherfestigkeit beansprucht wird wie bei Anwendung einer kleinen Prüffläche. Da der amerikanische Apparat die Prüfung bei 100 qcm großer Fläche nicht zuläßt, soll an seiner Stelle der deutsche Apparat von Schopper-Dalén eingeführt werden. Abgesehen von der Verwendung einer größeren Prüffläche gegenüber dem Mullenprüfer, über dessen Wirkungsweise man auch in Amerika selbst geteilter Meinung ist, sind die dem letzteren anhaftenden Mängel

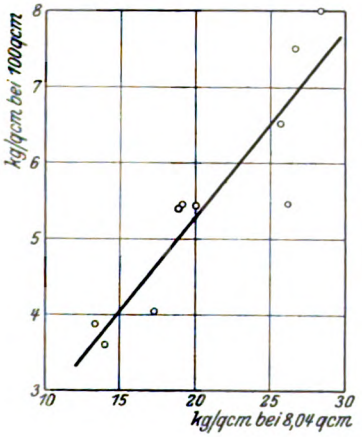
Digitized by Google

(z. B. ungleichmäßiger Druck der Einspannglocke auf das Probestück, großer Zwischenraum zwischen Membran und Probestück, Hartwerden der Membran, Schwierigkeit der Auswechslung der Membran) beim Apparat Schopper-Dalén vermieden.

Um nun festzustellen, welche Werte bei einer Prüffläche von 100 qcm im Gegensatz zu der von 8,04 qcm großen Fläche von den Pappen zu verlangen sind, wurden einige vergleichende Versuche auf dem Schopper-Dalén-Apparat mit beiden Prüfflächen ausgeführt. Für diese Prüfungen wurden Pappen verschiedener Art und mit einem Berstdruck von etwa 13 bis 28 kg/qcm bei 8,04 qcm Einspannfläche ausgewählt. Die von der Reichsbahn in Aussicht genommenen Werte liegen innerhalb dieser Grenzen. Die Ergebnisse der Prüfung sind nachstehend zusammengestellt.

Tabelle 1.

Pappen Nr.	Art der Pappen	Berstdruck		
		bei 8,04 qcm Prüffläche (F)	bei 100 qcm Prüffläche (F_1)	
			durch Versuche ermittelt	nach der Formel $Q_1 = Q\frac{\sqrt{F}}{\sqrt{F_1}}$ berechnet
		kg/qcm (Q)	kg/qcm (Q_1)	kg/qcm
1	Holzschliff	13,34	3,89	3,78
2	Holzzellstoff und Holzschliff	14,00	3,60	3,98
3	Braunschliff	17,28	4,04	4,91
4	Holzzellstoff	18,98	5,40	5,39
5	„	19,03	5,41	5,40
6	Holzzellstoff und Holzschliff	20,00	5,42	5,68
7	„	25,64	6,52	7,28
8	Braunschliff	26,12	5,46	7,42
9	Holzzellstoff und Holzschliff	26,78	7,50	7,61
10	„	28,30	8,00	8,04



Die Werte sind Mittel bei den Pappen 4 und 5 aus je 4, bei den übrigen aus je 5 Versuchen.

Maßgebend für die Festigkeit der Pappen wird natürlich immer der durch Prüfung ermittelte Wert sein müssen und nicht der errechnete. Wie die Werte in der Tab. 1 zeigen, ist eine völlige Übereinstimmung nicht vorhanden; die errechneten Werte weichen von den ermittelten mehr oder weniger ab, wie es ja auch nicht anders zu erwarten ist.

Zur Feststellung des Verhältnisses, in dem die Werte der beiden angewendeten Prüfflächen zueinander stehen, sind die Werte in nebenstehendem Schaubild eingetragen.

Stellt man die für die zugelassenen Bruttogewichte verlangten Berstdruckwerte den bei 100 qcm Prüffläche sich aus dem Schaubild ergebenden Mittelwerten gegenüber, so ergibt sich folgende Zusammenstellung.

Tabelle 2.

Von der Eisenbahn zugelassenes Bruttogewicht	Berstdruck		Verhältniszahl $\frac{8,04}{100}$
	bei 8,04 qcm Prüffläche	bei 100 qcm Prüffläche	
kg	kg/qcm	kg/qcm	
15	14	3,80	3,69
25	17	4,50	3,78
35	20	5,25	3,81
50	25	6,50	3,84

Aus dieser Zusammenstellung ergibt sich, daß der Berstdruck bei einer Prüffläche von 8,04 qcm im Mittel etwa dem 3,8fachen oder rd. 4fachen des Berstdruckes bei 100 qcm Prüffläche entspricht. Dieses Verhältnis trifft auch bei den übrigen Werten des Schaubildes annähernd zu. Bei Ermittelung des Berstdruckes mit 100 qcm · Einspannfläche erhält man den ungefähren Berstdruck bei Anwendung des Mullenmaßes durch Multiplikation mit 4. Hierdurch ist es also möglich, festzustellen, welcher Wert bei Anwendung der einen oder anderen Prüffläche etwa zu erwarten ist.

Diese Berechnungsart findet jedoch keine Anwendung bei der Prüfung von Wellpappe. Bei Prüfung der obigen 10 Pappen wurden nebenher noch 2 Wellpappen mitgeprüft. Es ergaben sich bei 8,04 qcm bei der Wellpappe 1 im Mittel 8,12 kg/qcm und bei der Wellpappe 2 im Mittel 6,13 kg/qcm Berstdruck, bei 100 qcm Einspannfläche bei der Pappe 1 im Mittel 1,11 kg/qcm und bei der Pappe 2 im Mittel 1,23 kg/qcm Berstdruck. Die Verhältniszahlen betragen bei der Pappe 1 etwa 7,5 und bei der Pappe 2 etwa 5,0. Diese Zahlen weichen von der oben festgestellten erheblich ab. Die Unterschiede sind jedoch erklärlich und liegen in der Pappe selbst begründet, weil Wellpappe im Gegensatz zu gewöhnlicher Pappe ein Konstruktionsmaterial ist, das aus einer gewellten Pappe und einer oder zwei begrenzenden Pappschichten besteht.

Digitized by Google

Erfahrungen bei der Prüfung von Rohdachpappe.

Von W. Herzberg.

Im Jahre 1913 hat der Verband Deutscher Dachpappenfabrikanten gemeinsam mit dem Verein Deutscher Rohpappenfabrikanten unter Mitwirkung des Staatlichen Materialprüfungsamtes Normen für Rohdachpappe aufgestellt, in denen die wichtigsten Eigenschaften der Rohpappe wie folgt festgelegt wurden.

„Die Normen gelten nur für Rohpappe in der Stärke bis einschließlich 150er, d. h. 333 g/qm.

1. Zur Herstellung von Rohpappe dürfen lediglich folgende Arten von Rohstoffen verwendet werden:

a) Lumpen,

b) Abfälle aus der Textilindustrie, soweit sie faseriger Art sind,

c) Altpapier.

Auswahl und Mischungsverhältnis der Rohstoffe bleiben den Fabrikanten überlassen. Direkter Zusatz von Holzschliff, Strohstoff, Torf, Sägemehl und mineralischem Füllstoff ist verboten.

2. Der Aschengehalt darf nicht mehr als 12% betragen.

3. Lufttrockene Pappe darf nicht mehr als 12% Wassergehalt führen.

4. Alle Pappen, die geringere Aufnahmefähigkeit von Anthrazenöl als 120% nach dem Eintauchen aufweisen, gelten für mangelhaft.

5. Rohpappe von normaler Dicke (333 g für den Quadratmeter und mehr) müssen ein Reißgewicht (für 15 mm breite Streifen) von mindestens 4 kg in der Längsrichtung haben.

6. Als oberste technische Instanz für die Frage der Erfüllung der Normen gilt das Staatliche Materialprüfungsamt in Berlin-Dahlem."

Die Normen haben sich gut bewährt und haben für den Handel mit Rohpappen eine brauchbare Unterlage abgegeben. Bei ihrer Ausarbeitung ging man von dem Grundsatz aus, nicht zu hohe Ansprüche zu stellen, da die Einstellung der Fabrikation auf die neuen Forderungen erst allmählich vor sich gehen konnte. Nachdem nun mehr als ein Jahrzehnt verflossen und die Sicherheit in der Herstellung von Pappen mit fest umgrenzten Eigenschaften wesentlich gestiegen ist, ist der Verband der Dachpappenfabrikanten der Ansicht, daß man behufs Steigerung der Güte der Rohpappen und damit der Dachpappen an eine Erhöhung der Anforderungen an Rohpappe denken kann. Für die zu fassenden Beschlüsse bilden die bisher bei der Prüfung von Rohpappen gemachten Erfahrungen naturgemäß eine wertvolle Unterlage, und dem Ersuchen des Verbandes nachkommend, sind die im Amt ermittelten Versuchsergebnisse in gedrängter Form nach Häufigkeitsgruppen geordnet zusammengestellt worden.

Aschengehalt.

Die Normen setzen den Höchstgehalt an Asche, bezogen auf das lufttrockene Material, auf 12% fest. Geprüft wurden 60 Rohpappen verschiedenen Ursprungs und verschiedener Nummern.

5%	der	Pappen	enthielten		1	bis	5%	Asche
35%	„	„	„	über	5	„	8%	„
26%	„	„	„	„	8	„	10%	„
12%	„	„	„	„	10	„	12%	„
12%	„	„	„	„	12	„	15%	„
10%	„	„	„	„	15	„	20%	„

Die Normenforderung wurde somit von 78% der Pappen erfüllt. Bei der Herabsetzung der Grenze für den Aschengehalt ist zu bedenken, daß der Fabrikant den Aschengehalt des Altpapiers, das bei der Herstellung von Rohpapier in erheblichem Anteil zur Verwendung kommt, nicht kennt und meist auch wegen der Mannigfaltigkeit des Materials nicht feststellen kann. Andererseits ist das Bestreben der Dachpappenfabrikanten, eine Rohpappe mit möglichst wenig mineralischen Füllstoffen zu verwenden, berechtigt, da diese die Aufnahmefähigkeit der Pappe für Teer, eine ihrer wichtigsten Eigenschaften, ungünstig beeinflußen.

Feuchtigkeitsgehalt.

Die Normen setzen den Höchstgehalt der lufttrockenen Pappe auf 12% fest; geprüft wurden 36 Rohpappen.

3%	der	Pappen	enthielten		6	bis	7%	Feuchtigkeit
33%	„	„	„	über	7	„	8%	„
44%	„	„	„	„	8	„	9%	„
8%	„	„	„	„	9	„	10%	„
6%	„	„	„	„	10	„	11%	„
3%	„	„	„	„	11	„	12%	„
3%	„	„	„	„	12	„	13%	„

Die Normenforderung wurde somit von 97% der Pappen erfüllt.

Aufnahmefähigkeit für Anthrazenöl.

Die Normen fordern, daß die Rohpappe bei Zimmerwärme und festgelegter Versuchsausführung in 5 Min. mindestens 120% Anthrazenöl aufnimmt; geprüft wurden 63 Rohpappen.

5%	der	Pappen	nahmen	80	bis	99%	Anthrazenöl	auf	
14%	„	„	„	100	„	119%	„	„	
30%	„	„	„	120	„	149%	„	„	
33%	„	„	„	150	„	169%	„	„	
8%	„	„	„	170	„	199%	„	„	
10%	„	„	„	200	„	230%	„	„	

Die Normenforderung wurde somit von 81% der Pappen erfüllt.

Festigkeit.

Nach den Normen sollen Rohpappen von 333 g/qcm aufwärts in der Längsrichtung bei 15 mm Streifenbreite mindestens 4 kg Bruchlast aufweisen; geprüft wurden 59 Pappen.

Bruchlasten	von	2	bis	2,9	kg	hatten	2%	der	Pappen
„	„	3	„	3,9	„	„	11%	„	„
„	„	4	„	4,9	„	„	21%	„	„
„	„	5	„	5,9	„	„	13%	„	„
„	„	6	„	6,9	„	„	19%	„	„
„	„	7	„	7,9	„	„	17%	„	„
„	„	8	„	8,9	„	„	11%	„	„
„	„	9	„	9,9	„	„	2%	„	„
„	„	10	„	12	„	„	4%	„	„

Digitized by Google

Die Normenforderung wurde somit von 87% der Pappen erfüllt.

Bei der Erörterung über die Erhöhung der Festigkeit darf nicht außer acht gelassen werden, daß Festigkeit und Aufnahmefähigkeit für Anthrazenöl in Wechselwirkung zueinander stehen; je mehr die Pappe auf Erzielung hoher Festigkeitswerte gearbeitet wird, um so geringer wird ihr Aufnahmevermögen für Öl und umgekehrt; man muß also bei der Festsetzung eines neuen Festigkeitswertes auf das Aufsaugevermögen der Pappe Rücksicht nehmen.

Nachstehende Zusammenstellung zeigt für 57 gleichzeitig auf Festigkeit und Ölaufnahme geprüfte Pappen die Beziehung zwischen diesen Eigenschaften. Die Forderung von mindestens

4 kg	Festigkeit	u.	120%	Ölaufnahme	erfüllten	77%	der	Pappen
5 „	„	„	120%	„	„	70%	„	„
6 „	„	„	120%	„	„	54%	„	„
4 kg	Festigkeit	u.	150%	Ölaufnahme	erfüllten	44%	der	Pappen
5 „	„	„	150%	„	„	40%	„	„
6 „	„	„	150%	„	„	28%	„	„
4 kg	Festigkeit	u.	170%	Ölaufnahme	erfüllten	14%	der	Pappen
5 „	„	„	170%	„	„	10%	„	„
6 „	„	„	170%	„	„	7%	„	„

Es wird nun bei den weiteren Beratungen zu entscheiden sein, ob man der Festigkeit größere Bedeutung beimißt als der Ölaufnahme oder umgekehrt.

Ermittelung der Lichtechtheit farbiger Papiere durch Belichtung mit der Quarz-Quecksilberlampe[1].

Von G. Dalén und P. Wilke.

Als lichtecht bezeichnet man die Färbungen, welche dem direkten Sonnenlicht und dem Tageslicht großen Widerstand entgegensetzen. Der Grad der Lichtechtheit wird in der Weise ermittelt, daß man die Zeit feststellt, die nötig ist, um eine deutlich wahrnehmbare Änderung der Färbung hervorzurufen und dann durch weiteres Belichten die Zunahme der Farbänderung beobachtet. Lichtecht gefärbte Papiere müssen mehrere Stunden dem direkten Sonnenlicht oder wochenlang dem Tageslicht ausgesetzt werden können, ohne ein Verschießen der Farbe sicher erkennen zu lassen. Nicht lichtechte Färbungen können sich in der Sonne schon nach 10 Min., in zerstreutem Licht nach wenigen Stunden deutlich ändern.

Leider ist die Einwirkung des direkten Sonnenlichtes und des Tageslichtes sehr stark von dem Höhenstand der Sonne, also von der Jahres- und Tageszeit, der Höhenlage des Beobachtungsortes und der Reinheit der Luft abhängig. Zu verschiedenen Zeiten und an verschiedenen Orten und unter verschiedenen meteorologischen Bedingungen ausgeführte Belichtungsversuche liefern deshalb keine miteinander streng vergleichbaren Ergebnisse.

Für die Praxis ist es besonders störend, daß in den Wintermonaten die Anzahl der Sonnenscheinstunden sehr gering und die Wirkung des Sonnen- und Tageslichtes so schwach ist, daß die Belichtungsversuche sehr lange Zeit in Anspruch nehmen. Um auch während dieser Zeit Belichtungsversuche schneller ausführen zu können, wird seit 1904 im Amt eine Bogenlampe mit langem Lichtbogen verwendet, die ein an chemisch wirksamen Strahlen besonders reiches Licht liefert. Da aber bei dieser Lampe die Kohle in einem Glaszylinder brennen muß, der einen erheblichen Teil der wirksamen Strahlen absorbiert, das Glas außerdem sehr bald trübe wird, so ist ihre Wirkung gering und schwer zu beurteilen, wenn nicht neben der zu untersuchenden Probe eine zweite von bekannter Lichtechtheit mitgeprüft wird. Wegen der geringen Wirksamkeit und des großen Stromverbrauches kam die Verwendung dieser Lampe nur als Notbehelf während der kürzesten Wintertage in Frage.

Aussichtsvoller schien die Verwendung der Heraeusschen Quarz-Quecksilberlampe, welche ein an chemisch wirksamen Strahlen (ultravioletten) reiches Licht liefert. Diese Lampe wurde im Amt gelegentlich zur Ermittlung der Lichtechtheit von gefärbten Textilstoffen verwendet; es wurde hierbei festgestellt, daß die Wirkung ihres Lichtes nicht immer mit der des Sonnenlichtes übereinstimmte (siehe hierüber die Arbeit von Prof. Heermann und Dr. Sommer, Leipziger Monatschrift für Textilindustrie 1925, Heft 3). Da aber die Verhältnisse bei Papier etwas anders liegen als bei Stoffen, so wurden auf Anregung des Industriebeirates der Abteilung für Papier und Textilien Versuche in Angriff genommen, um festzustellen, ob bei Belichtung gefärbter Papiere mit der erwähnten Lampe die gleichen oder wenigstens annähernd gleichen Ergebnisse erhalten werden wie durch Belichtung in der Sonne oder in zerstreutem Tageslicht; hierbei war festzustellen, welche Zeitdauer für die Belichtung mit der Lampe nötig ist und welche Versuchsbedingungen zweckmäßig innezuhalten sind.

Das für die Versuche nötige Material, 51 verschieden gefärbte Papiersorten, wurde durch Vermittlung des Industriebeirates von drei Papierfabriken geliefert. Über die zum Färben dieser Papiere verwendeten Farben, wohl die Mehrzahl der in der Papierindustrie überhaupt zur Verwendung kommenden, können im Interesse der Fabriken Angaben nicht gemacht werden, somit auch nicht über die Lichtechtheit bestimmter Farben. Im vorliegenden Fall handelt es sich ja aber darum auch nicht, sondern um den Vergleich der Wirkung des Quarzlampenlichtes mit dem Sonnen- und Tageslicht.

Um die Augen vor dem intensiven Licht der Lampe zu schützen, wurde sie in einem mit Ventilation versehenen Holzumbau aufgestellt. Der während der ersten Brennstunden auftretende, von aktivierter Luft herrührende starke Geruch nahm allmählich ab und ist, nachdem die Lampe längere Zeit (etwa 500 St.) gebrannt hat, nur schwach. Auf die Farben scheint die aktivierte Luft

[1] Original: Papier-Ztg., Papierfabrikant, Wochenbl. f. Papierfabrikation 1928.

Digitized by Google

allein keinen merkbaren Einfluß auszuüben; jedenfalls zeigten sehr lichtempfindliche Farben, wenn sie nicht direkt von den Lichtstrahlen getroffen wurden, auch nach 6 St. keine Änderung.

Vor der Belichtung der 51 Papiere wurden einige Versuche zur Feststellung der günstigsten Entfernung der Probestücke von der Lampe vorgenommen, und es wurde weiter ermittelt, welche Temperaturen in den verschiedenen Entfernungen herrschen. Zu diesem Zweck wurden mit Methylviolettlösung getränkte Seidenpapierstreifen in 8, 16, 32 und 48 cm Entfernung von der Lampe belichtet. Bei 8 cm wurde 10 Min., bei den übrigen Entfernungen unter zeitweiser Beobachtung so lange belichtet, bis die Farbenänderung der bei 8 cm und 10 Min. erzielten etwa gleich war.

Da die Farbänderung ganz allmählich vor sich geht und das Auge nicht fähig ist, diese Änderung von Minute zu Minute zu verfolgen, so konnten für die Zeiten nur Grenzwerte festgestellt werden. Bei dem unteren Grenzwert war die Farbänderung etwas geringer, bei dem oberen etwas größer als nach 10 Min. bei 8 cm Abstand. In der nachstehenden Tabelle sind die Grenzwerte der Belichtungszeiten, die den Quadraten der Abstände proportionalen Belichtungszeiten, sowie die entsprechenden am Thermometer mit geschwärzter und ungeschwärzter Kugel abgelesenen Temperaturen zusammengestellt.

Tabelle 1.

Entfernung der Proben von der Lampe cm	Belichtungszeiten mit gleicher farbenzerstörender Wirkung: unterer Grenzwert Minuten	Belichtungszeiten mit gleicher farbenzerstörender Wirkung: oberer Grenzwert Minuten	Den Quadraten der Entfernungen proportionale Zeiten Minuten	Temperaturen, abgelesen am Thermometer mit: geschwärzter Kugel °C	Temperaturen, abgelesen am Thermometer mit: ungeschwärzter Kugel °C
a	b	c	d	e	f
8	10	10	10	66	61
16 (= 2·8)	30	45	40	45	42
32 (= 4·8)	135	180	160	35	33
48 (= 6·8)	345	405	360	32	28

Wie aus der Tabelle ersichtlich, liegen die Grenzwerte ziemlich weit auseinander, aber bei allen Entfernungen liegen die Zeitwerte, welche den Quadraten der Entfernungen proportional sind, zwischen den unteren und oberen Grenzwerten. Versuche mit anderen Farben lieferten dasselbe Ergebnis, nur lagen die Grenzwerte noch weiter auseinander. Die Abnahme der Wirkung des Lampenlichtes auf die Farben bei zunehmender Entfernung würde demnach nach denselben Gesetzen erfolgen wie die Abnahme der Lichtstärke. Bei der Beurteilung der Wirkung des Lampenlichtes in verschiedener Entfernung müssen aber die verschiedenen Temperaturen (Tabelle 1, Reihe e und f), sowie das von diesen abhängige verschiedene Austrocknen der Papierproben berücksichtigt werden. Nach $^1/_2$stündiger Belichtung verlor z. B. ein Papier, welches bei 65% Luftfeuchtigkeit 7,1% Wasser enthielt, in 16 cm Entfernung 4,5%, in 48 cm aber nur 2,3% Wasser.

Daß Temperatur und Feuchtigkeitsgehalt der Probe die Lichtwirkung beeinflussen, dürfte nicht zu bezweifeln sein, aber in welcher Weise und bis zu welchem Grade, hat sich durch die bisher ausgeführten Versuche nicht sicher feststellen lassen. Bei einem Fühlversuch wurden in zwei mit Quarzfenstern versehenen kleinen Kammern Stücke eines gefärbten Papiers an den Rückwänden (etwa 1 cm vom Quarzfenster entfernt) angebracht. Durch eine Kammer wurde Luft mit etwa 40% Feuchtigkeit, durch die andere absolut feuchte Luft geleitet. Beide Kammern wurden gleichzeitig und in gleicher Entfernung von der Lampe belichtet. Nach längerer Belichtung und darauffolgender mehrtägiger Aufbewahrung bei Lichtabschluß wurden die Proben verglichen; dabei wurde festgestellt, daß sie im Vergleich zueinander kleine Verschiedenheiten zeigten; die in feuchter Luft belichtete Probe schien an der Oberfläche etwas rauher, die Farbe etwas mehr angegriffen zu sein als die in trockener Luft belichtete, bei welcher die Wirkung des Lichtes mehr in die Tiefe gegangen war, so daß auch die Farbe auf der Rückseite des Papiers eine schwache Änderung zeigte. Verglich man aber die Abschnitte mit der unbelichteten Probe, so konnte nicht mit Sicherheit festgestellt werden, bei welcher die Belichtung stärker gewirkt hatte. Durch direkte Belichtung (ohne Verwendung der Quarzscheibe) der von der Rückseite mit feuchter bzw. trockener Luft bespülten Proben konnten auch keine einwandfreien Ergebnisse erhalten werden.

Durch Verwendung sehr lichtempfindlicher Färbungen oder durch erhöhte Belichtungszeit wird es bei später vorzunehmenden Versuchen vielleicht möglich sein, zu einem sicheren Ergebnis zu kommen.

Auf Grund der Vorversuche wurde als geeignete Entfernung der Proben von der Lampe der Abstand von 16 cm gewählt. Die Temperatur, welcher die Proben in dieser Entfernung ausgesetzt sind, entspricht etwa der, die sie in den Sommermonaten im direkten Sonnenlicht annehmen. Für die Belichtungsversuche genügt bei dieser Entfernung eine verhältnismäßig kurze Zeit, und durch Anbringen der Proben auf einem Kreisbogen mit 16 cm Radius und der Lampe als Mittelpunkt kann eine große Anzahl Papiere gleichzeitig belichtet werden.

Mit der Lampe wurden die Proben 10, 20, 30 Min. und 1, $1^1/_2$, 2, $2^1/_2$, 3, 4 und 6 St. belichtet. Da sich beim Vergleich der belichteten mit den unbelichteten Proben herausstellte, daß es nicht möglich war, die Einwirkung kleiner Zeitabschnitte zu unterscheiden, so wurden für die Zusammenstellung der Ergebnisse nur vier Belichtungszeiten: $^1/_3$, 1, 2 und 4 St. verwertet. Nach 4stündiger Belichtung war die Weiteränderung so gering, daß eine längere Belichtungszeit zwecklos gewesen wäre. Da sich während der Vorversuche herausgestellt hatte, daß die Wirkung der Lampe während der ersten Brennstunden merkbar abnahm und anzunehmen war, daß diese Abnahme nach weiteren Brennstunden sich verringern würde, so erschien es nicht ratsam, eine sich über längere Zeit erstreckende Versuchsreihe sofort in Angriff zu nehmen, sondern erst abzuwarten, bis ein gewisses Gleichgewicht in der Wirkung der Lampe eingetreten war. Nachdem die Lampe etwa 200 St. gebrannt hatte, war ihre Wirkung auf etwa die Hälfte heruntergegangen, d. h. sie brauchte für dieselbe Wirkung etwa die doppelte Zeit wie innerhalb der ersten zehn Brennstunden. Eine weitere Abnahme der Wirkung fand natürlich statt, aber für die bei der Versuchsreihe nötigen Brennstunden war diese zu gering, um einen

Digitized by Google

Einfluß auf das Ergebnis auszuüben. Für die Beurteilung des Grades der Farbenänderung wurde verschieden vorgegangen. Zunächst wurde der Grad der Änderung mit den Zahlen 0 bis 8 bezeichnet. Da aber bei Verwendung von Zahlen die Neigung besteht, diese als Größen und nicht als Ordnungszahlen zu betrachten, so wurde auf Buchstaben übergegangen: a = unverändert, b = schwach verändert, c = stark verändert und d = sehr stark verändert. Da der Vergleich von zwei Personen und außerdem wiederholt bei verschiedenem Tageslicht vorgenommen wurde und hierbei Verschiedenheiten in der Beurteilung nicht zu vermeiden waren, so war es notwendig, Zwischenstufen: a bis b, b bis c und c bis d einzuführen, damit dieser wechselnden Beurteilung Rechnung getragen werden konnte.

Für den Vergleich der Lichtwirkung der Quarzlampe mit der des Sonnenlichtes wurden diese Proben 1, 3, 9 und 18 St. ohne Bedeckung mit Glas der Einwirkung der Sonnenstrahlen ausgesetzt. Die Belichtung erfolgte im Mai 1926 in der Zeit zwischen 10 und 2 Uhr. Die Proben wurden im Freien so aufgestellt, daß die Sonnenstrahlen um 12 Uhr senkrecht auf sie fielen.

Tabelle 2.

Papier Nr.	Stoff	Lampenlicht Stunden				Sonnenlicht Stunden				Tageslicht	
		1/8	1	2	4	1	3	9	18	20 Tage	60 Tage
1	Holzfrei	b	b—c	c	d	a—b	b	b—c	c	a—b	b
2	„	a	b	b—c	c	a	b	b—c	c	b	b
3	„	a	b	b	b—c	a	b	b	b—c	b	b
4	„	a	a—b	b	b—c	a	a—b	b	b—c	b	b
5	„	a	a—b	b	b	a	a—b	a—b	b	a—b	a—b
6	„	a	a—b	b	b—c	a	a—b	a—b	b	a	a
7	„	a	a—b	b	b	a	a	a—b	b	a—b	a—b
8	Holzhaltig	a—b	b	b—c	c	a	a—b	b—c	c	b	b—c
9	„	a	b	c	c	b	b—c	c	c—d	b	c
10	„	b	b—c	c	c	a—b	b—c	c—d	c—d	b	c
11	„	b	b—c	c	c	b	c	c—d	c—d	b—c	c—d
12	„	a	a	a	a—b	a	a—b	b	b	a—b	b
13	„	a—b	b	b—c	c	a—b	b—c	c	c—d	b	c—d
14	„	a—b	b—c	c	c—d	a—b	b—c	c	d	c	d
15	„	a	a—b	a—b	a—b	a—b	b—c	b—c	b—c	c	c
16	„	b	b—c	c	c	b	c	c—d	d	c	d
17	„	b—c	c	c	d	b—c	c—d	d	d	c	d
18	„	b	c	c	c—d	b—c	c—d	d	d	c	d
19	Holzzellstoff Holzschliff 20%	a	b	b—c	c	a	b	b—c	c	b	b—c
20	„	a	a—b	b	c	a	a—b	b—c	c	b	b
21	„	a—b	b	b—c	c	a—b	b—c	c	c—d	c	d
22	Holzzellstoff Holzschliff 5—10%	a	a—b	a—b	b	a	a—b	b	b—c	b	b
23	Holzzellstoff	a	a—b	b	c	a	a—b	b	b—c	b	b
24	Pergamyn	a—b	b	b—c	c	a—b	b—c	c	c—d	b	c
25	„	a	a—b	b	b—c	a	a—b	b	b	b	b
26	„	a—b	b—c	c	c—d	a—b	b	d	d	c	d
27	„	a	b	c	d	a	b	c—d	d	c	d
28	„	a	b	c	c—d	a	b	c—d	c—d	c	d
29	„	a	a—b	b	b—c	a	a	b	b—c	a—b	b
30	„	a	b	c	d	a—b	b	c—d	d	b—c	c—d
31	„	a—b	b	b—c	c	a—b	b	c—d	d	c	d
32	„	a	a—b	b	b—c	a	a—b	b—c	c	b	c
33	„	a	a—b	b	b—c	a	a	b	b—c	a	a—b
34	„	a	a—b	b	b—c	a	a	a—b	b—c	a—b	a—b
35	„	a	a	b	b—c	a	b	b—c	c	b—c	c—d
36	„	a	a—b	b—c	c	a—b	a—b	b—c	c	b—c	c—d
37	„	a	a—b	b	b	a	a—b	a—b	b	b	c
38	„	a	a—b	b	b—c	a	a—b	b	c	b	c—d
39	„	a	a	a—b	b	a	a	b	b—c	a—b	b
40	Holzzellstoff Lumpen	a	a	a	a	a	a—b	a—b	a—b	a—b	a—b
41	„	a	a	a	a—b	a	a	a—b	b	b	b
42	„	a	a	a—b	b	a—b	b	b	c	b	b
43	„	a	a	a	a	a	a	a	a	a	a
44	„	a	a	a	a—b	a	a	a	a	a—b	a—b
45	„	a	a	a	a—b	a	a	a	a	a	a
46	„	a	a	a	a—b	a	a—b	a—b	a—b	a	a
47	„	a	a—b	b	b—c	a—b	a—b	b	b—c	b	b—c
48	„	b	c—d	d	d	b—c	c	c—d	d	c—d	d
49	„	a	a	a	a—b	a	a	a	a	a	a
50	„	a	a	a	a	a—b	a—b	a—b	a—b	a—b	a—b
51	„	a	a	a—b	b	a—b	a—b	b	b	a—b	b

Digitized by Google

Um auch die Wirkung von schwachem Tageslicht festzustellen, wurden die 51 Proben in den Monaten November und Dezember während 20 und 60 Tagen belichtet.

Die Ergebnisse sämtlicher Versuche sind in Tabelle 2 zusammengestellt.

Um die Ergebnisse leichter übersehen zu können, sind sie in den Tabellen 3 und 4 zusammengezogen und geordnet. Tabelle 3 gibt eine allgemeine Übersicht von dem Verhalten der gefärbten Papiere im Lampen-, Sonnen- und Tageslicht.

Tabelle 3.
Verteilung der 51 Papiere auf die Vergilbungsstufen a—d und die verschiedenen Belichtungszeiten.

Vergilbungsstufen	Lampenlicht				Sonnenlicht				Tageslicht	
	Stunden Belichtung				Stunden Belichtung				Tage	
	1/3	1	2	4	1	3	9	18	20	60
a	37	13	9	3	30	10	4	4	6	5
a bis b	7	17	5	7	15	18	9	3	11	7
b	6	12	16	7	3	11	13	8	19	14
b bis c	1	6	8	11	3	7	9	10	4	3
c	—	2	12	14	—	3	5	10	10	6
c bis d	—	1	—	4	—	2	8	7	1	6
d	—	—	1	5	—	—	3	9	—	10

vergleichenden Lichtarten gleich zahlreich wären. Hierfür wäre jedoch eine viel größere Anzahl Belichtungsstufen nötig gewesen. Aber auch so, wie die Vergleiche jetzt angestellt wurden, sind bei den 51 gefärbten Papieren in keinem Falle auffallende Unterschiede in der Wirkung des Lampen- und des direkten Sonnenlichtes gefunden worden.

Erheblich größer und zahlreicher sind die Unterschiede beim Vergleich der Wirkung von Lampen- und Tageslicht, aber ähnlich große Abweichungen findet man auch, wenn man die Wirkung des Sonnenlichtes mit der des Tageslichtes vergleicht. Das von den anderen Lichtwirkungen abweichende Verhalten des Tageslichtes dürfte zum großen Teil darauf zurückzuführen sein, daß die nach Norden zwischen Doppelfenstern aufgehängten Proben während der langen Belichtungszeit (20 und 60 Tage) durch den ständig wechselnden Feuchtigkeitsgehalt der Luft zwischen den Fenstern beeinflußt worden sind.

Die ausgeführten Versuche haben gezeigt, daß zwar keine völlig parallel verlaufende Wirkung des Lampen- und Sonnenlichtes besteht, aber doch, daß die Unterschiede nicht erheblich sind. Die Änderung in der Wirkung des Lampenlichtes ist ein Übelstand, aber sie ist

Tabelle 4. Vergleich der Lichtwirkung bei verschiedenen Belichtungsintervallen.

Abweichungen um Vergilbungsstufen	Lampe 1/3 Std. Sonne 1 Std.	Lampe 1 Std. Sonne 1 Std.	Lampe 1 Std. Sonne 3 Std.	Lampe 2 Std. Sonne 3 Std.	Lampe 2 Std. Sonne 9 Std.	Lampe 4 Std. Sonne 18 Std.	Lampe 1 Std. Tageslicht 20 Tage	Lampe 2 Std. Tageslicht 20 Tage	Sonne 9 Std. Tageslicht 60 Tage	Sonne 18 St. Tageslicht 60 Tage
keine	38	14	27	14	18	22	19	23	27	21
1/2 Stufe	12	26	22	24	29	24	22	21	18	22
1 Stufe	1	11	2	13	6	5	8	5	4	8
1 1/2 Stufen	—	—	—	—	—	—	2	2	2	—
Stärker gewirkt hat: Lampe	3	37	8	29	9	7	4	17	Sonne 7	Sonne 22
Stärker gewirkt hat: Sonne	10	0	16	3	26	22	Tageslicht 28	Tageslicht 11	Tageslicht 17	Tageslicht 8

Aus Tabelle 4 ist ersichtlich, in wieviel Fällen die verschiedenen Lichtarten für bestimmte Zeiträume gleiche Wirkung ausgeübt haben und wie häufig und wie groß die Abweichungen waren. Die beiden untersten Reihen zeigen an, in wieviel Fällen die eine oder andere Lichtart bei den gewählten Vergleichszeiten mehr eingewirkt hat. Die Wahl der Vergleichszeiten ist natürlich etwas willkürlich. Als maßgebend sind die Zeiten angenommen worden, bei denen die größte Übereinstimmung vorhanden war. Demnach wären die Zeiten: 1/3 St. Lampenlicht mit 1 St. Sonnenlicht oder 1 St. Lampenlicht mit 3 St. Sonnenlicht und 2 St. Lampenlicht mit 20 Tagen Tageslicht zu vergleichen. Besser würde die Übereinstimmung sein, wenn es gelänge, die Zeiten so abzupassen, daß die Abweichungen nach oben und unten für die zu nur in den ersten 10 bis 20 Brennstunden erheblich, später erfolgt sie so langsam, daß sie keine praktische Bedeutung mehr hat. Berücksichtigt man, daß auch das Sonnenlicht je nach Jahres- und Tageszeit und örtlichen Verhältnissen verschiedene Ergebnisse liefert, so dürften bei Lichtechtheitsprüfungen von gefärbten Papieren keine Bedenken gegen die Verwendung des Quarz-Quecksilberlampenlichtes als Ersatz für das Sonnenlicht in den Fällen bestehen, wenn letzteres nicht wirksam genug ist. Mit der Lampe können die Belichtungsversuche zu jeder Zeit vorgenommen werden, die Ergebnisse werden in kurzer Zeit erhalten, und die Wahrscheinlichkeit, daß diese von dem mittels Sonnenbelichtung erhaltenen Ergebnisse in praktisch bemerkenswertem Grade abweichen, ist sehr gering.

Digitized by Google

Sklerenchym in Strohzellstoffen.

Von R. Korn.

In den unten aufgeführten Papier-Fachzeitschriften[1] hat das Amt eine Mitteilung veröffentlicht, die sich mit aus Strohzellstoff herrührenden Sklerenchymflecken in Papier befaßt. Auf die Art dieser Flecke ist dort näher eingegangen worden; zur nochmaligen Veranschaulichung diene die nachstehende Abb. 1, in der die verschiedene Form einzelner Sklerenchymzellen zum Ausdruck kommt.

Bei der Veröffentlichung handelte es sich um die Frage, ob für das Auftreten von Sklerenchymflecken in Papier der Zellstoff- oder der Papierfabrikant verantwortlich sei. Die Meinungen der Mitglieder des um seine Ansicht befragten Beirates für die Papierabteilung des Amtes zeigten keine Übereinstimmung; teils wurde der Standpunkt vertreten, daß eine vollkommene Auflösung der im Stroh enthaltenen Sklerenchymgewebe mit den üblichen Einrichtungen der Zellstoff-Fabrikation weder auf chemischem noch mechanischem Wege möglich, daß aber die Fleckenbildung im Papier durch entsprechende Kollergang- und Mahlarbeit in der Papierfabrik zu vermeiden sei. Demgegenüber war die Meinung vertreten, daß größere Mengen von Sklerenchymkomplexen in einem „prima Strohzellstoff" nicht vorhanden sein dürfen, da ihre Zerteilung oder Ausscheidung durch geeignete Maßnahmen während der Papierherstellung unmöglich sei.

Zur weiteren Klärung dieser Frage sollte festgestellt werden: 1. Gibt es handelsübliche, gebleichte Strohzellstoffe, die kein Sklerenchym[2] enthalten? 2. Sind in den verschiedenen Fabrikaten wesentliche Unterschiede hinsichtlich des Vorkommens von Sklerenchym vorhanden?

Zum Vergleich dienten Strohzellstoffe aus 12 deutschen Betrieben. Die Versuche wurden in nachstehender Weise ausgeführt: Je 300 g der lufttrockenen Proben wurden 18 St. in kaltem Wasser aufgeweicht und danach 30 Min. im Versuchsholländer bei gehobener Walze aufgeschlagen. Aus dem Stoff wurden Bogen von 20 × 25 cm geschöpft, wobei ein Absetzen der Sklerenchymteilchen durch sorgfältiges Rühren des Stoffes verhindert wurde. Die auf einem mit Dampf geheizten Zylinder getrockneten Bogen wurden unter gleichem Druck zwischen Zinkplatten in der Weise gepreßt, daß zwischen der einen Platte und dem Bogen ein Blatt Löschpapier gelegt wurde. Das im Papier vorhandene Sklerenchym drückte sich dabei auf der dem Löschpapier zugewandten Seite heraus und wurde dadurch sichtbar. Aus den so hergestellten Bogen jeder Strohzellstoffprobe wurden 5 Bogen von gleichem Gewicht (etwa 90 g/cm) ausgewählt und die darauf befindlichen Sklerenchymflecke mit Bleistift umkreist und gezählt. Die Identifizierung der Flecke erfolgte durch mikroskopische Prüfung von Stichproben. Dabei wurde so verfahren, daß aus jedem Bogen ein 1—2 cm breiter Streifen in diagonaler Richtung entnommen und sämtliche darauf vorhandenen Flecke geprüft wurden. Zur endgültigen Feststellung der Sklerenchymmenge wurde der durch Auszählen der

Lfd. Nr.	Zellstoffproben: Kochverfahren nach Angabe des Herstellers	Zellstoffproben: Vorkommen von unvollkommen aufgeschlossenen Bestandteilen im mikroskopischen Bilde	Anzahl der Flecke in 5 Bogen	Stichproben: Anzahl der untersuchten Flecke	Stichproben: Anzahl der Sklerenchym enthaltenden Flecke	Anzahl der Sklerenchymteilchen berechnet aus d im Verhältnis von e:f: in 5 Bogen	Anzahl der Sklerenchymteilchen berechnet aus d im Verhältnis von e:f: bezogen auf 1 qdm	Gruppeneinteilung nach Gehalt an Sklerenchym
a	b	c	d	e	f	g	h	i
1	Sulfat	Strohteilchen, Faserbündel und Parenchymgewebe	2386	97	95	2337	93	I
2	„	Faserbündel (häufig) und Parenchymgewebe	1528	73	72	1507	60	
3	„	Einzelne Faserbündel und Parenchymgewebe	991	64	62	960	38	II
4	„	desgl.	932	69	68	918	37	
4 Wiederholung	„	„	889	66	64	862	34	
5	Natron	Faserbündel (häufig) und Parenchymgewebe	808	59	57	781	31	
6	Sulfat	Strohteilchen, Faserbündel und Parenchymgewebe	1078	86	59	740	30	
7	„	Einzelne Faserbündel und Parenchymgewebe	762	62	53	651	26	
8	Natron	desgl.	814	78	48	501	20	III
9	Sulfat	„	553	68	51	415	17	
10	Natron	„	353	51	40	277	11	
11	„	„	1859	96	11	213	9	
12	„	„	34	34	1	1	0,04	IV
12 Wiederholung	„	„	21	21	0	0	0	

[1] Zellstoff u. Papier 1927, Nr. 6, S. 237; Wochenbl. f. Papierfabrikation 1927, Nr. 23, S. 714; Papierfabrikant 1927, H. 26, S. 411.

[2] Unter der Bezeichnung „Sklerenchym" sollen hier und im Nachstehenden nur Komplexe von Sklerenchymzellen verstanden werden, die ihren natürlichen Zusammenhang noch nicht verloren haben; einzelne isolierte Zellen dieser Art kommen nicht in Betracht, da sie im Papier keine Flecke verursachen.

Digitized by Google

5 Bogen gefundene Wert unter Zugrundelegung der Anzahl der Sklerenchymflecke in den Stichproben umgerechnet und schließlich auf 1 qdm Papier bezogen. Die Ergebnisse der Untersuchungen sind in nachstehender Tabelle zusammengefaßt.

Abb. 1. (170 fache Vergrößerung.)

Abb. 2. (50 fache Vergrößerung.)

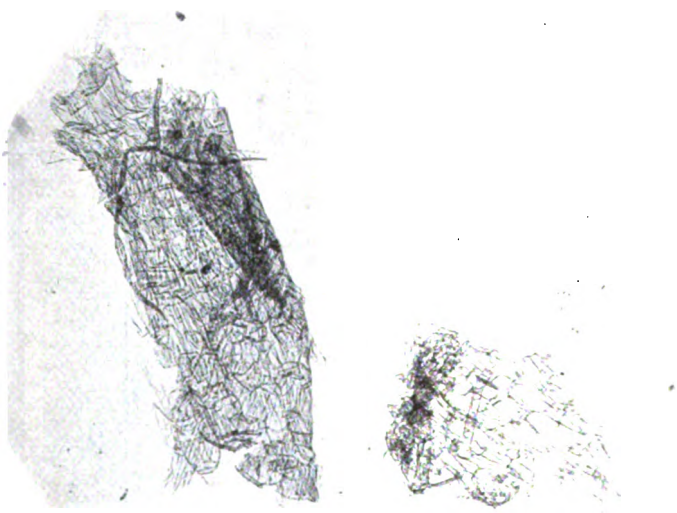


Abb. 3. (50 fache Vergrößerung.)

Abb. 4. (50 fache Vergrößerung.)

Für die Beurteilung der Tabelle wird darauf hingewiesen, daß die in den Spalten g und h aufgeführten Zahlen mit Rücksicht auf das Ermittlungsverfahren nicht absolute, sondern Vergleichswerte darstellen, die auf Grund gleicher Behandlung der Stoffe und gleicher Beurteilung der Versuchsbogen gefunden wurden. Die Untersuchung von Probe 12 wurde zur Kontrolle doppelt ausgeführt, weil dieser Stoff als einzige der zur Verfügung stehenden Proben als praktisch sklerenchymfrei befunden worden war; die Wiederholung bestätigte das erste Ergebnis. Ferner wurde bei diesem Stoff die mikroskopische Prüfung auf alle Stellen der Versuchsbogen ausgedehnt, die Sklerenchymgehalt vermuten lassen konnten. Zur Feststellung, ob die wiederholte Prüfung ein- und desselben Stoffes annähernd gleiche Ergebnisse lieferte,

Digitized by Google

wurde auch die Untersuchung der Probe 4 zweimal ausgeführt; wie aus der Tabelle ersichtlich, weichen die Ergebnisse dieser beiden Prüfungen nur unerheblich voneinander ab. Soweit bei den Stichproben (vgl. Spalte e und f) nicht Sklerenchym gefunden wurde, handelte es sich um Stoffknoten, unvollkommen aufgeschlossene Strohteilchen, Faserbündel oder Verunreinigungen nichtpflanzlicher Art.

Die Ergebnisse der im Vorstehenden geschilderten Untersuchungen lassen sich dahin zusammenfassen, daß sich nur eine der 12 Proben als praktisch frei von Sklerenchym erwies, in den anderen Stoffen hingegen Komplexe in verschiedenen Mengen (9—93 pro qdm Papier) und in verschiedener Größe gefunden wurden, wobei die Größe der Sklerenchymteilchen im allgemeinen mit der Menge zunimmt; die Stoffe 1—6 enthalten neben kleinen auch vielfach größere Komplexe, 7—9 selten große, 10—12 nur kleine. Eine Einteilung der Proben nach dem Gehalt an Sklerenchym kann in der aus der Tabelle ersichtlichen Weise erfolgen, wonach Gruppe I zwei Stoffe mit hohem, Gruppe II fünf Stoffe mit mittlerem, Gruppe III vier Stoffe mit geringem Sklerenchymgehalt umfaßt, während zur Gruppe IV nur der eine sklerenchymfreie Stoff gehört.

Schließlich sollte noch untersucht werden, ob Zusammenhänge zwischen dem Vorhandensein und der Menge von Sklerenchym einerseits und dem Kochverfahren und Aufschlußgrad der Stoffe andererseits beständen. Das von den Herstellern der Proben angegebene Aufschlußverfahren ist in Spalte b aufgeführt, Spalte c enthält den mikroskopischen Befund der Proben hinsichtlich Vorkommens von unvollständig aufgeschlossenen Bestandteilen. Die Stoffe 1 und 6 unterscheiden sich von den übrigen Proben dadurch, daß sie neben Bastfaserbündeln (Abb. 2) und zusammenhängendem Parenchymgewebe (Abb. 3) auch noch unaufgelöste Strohteilchen (Abb. 4) enthalten; in den Proben 2 und 5 wurden Faserbündel und Parenchymgewebe häufig, in den übrigen Stoffen nur selten vorgefunden. Der Umstand, daß sich unter den fünf Stoffen der Gruppen III und IV, die wenig oder kein Sklerenchym enthalten, 4 Natronstoffe mit nur wenig unvollständig gelösten Faserbestandteilen befinden, scheint für einen weitgehenden Aufschlußgrad zugunsten des Natronverfahrens zu sprechen; allgemeine Schlüsse lassen sich jedoch aus diesen Beobachtungen nicht ziehen, da zur Gruppe III auch ein Sulfatstoff gehört und andererseits einige Stoffe der Gruppe II den gleichen Aufschlußgrad zeigen wie die der GruppenIII und IV. Die Ergründung der Ursache des verschiedenen Sklerenchymgehaltes in Strohzellstoffen verschiedener Herkunft würde eine genaue Kenntnis aller Fabrikationsvorgänge in den einzelnen Betrieben erfordern. Da sich Sklerenchym hauptsächlich in den Knoten und Ähren des Strohes vorfindet, dürfte die mehr oder weniger vollkommene Ausscheidung dieser Teile bei der Reinigung des Häcksels eine wesentliche Rolle spielen, desgl. die Art der Aufbereitung des gekochten Strohes; so sollen sich Sklerenchymkomplexe nach Schacht[1] durch Schwemmanlagen, nach Coenen[2] durch Stoffreinigung mit dem Erkensator ziemlich vollkommen ausscheiden lassen.

[1] Papierfabrikant 1927, Jubil.-Heft 52 A, S. 100.
[2] Papierfabrikant 1928, H. 17, S. 260.

Sklerenchymflecke in Papier[1].

Von **R. Korn.**

Beim Mitverarbeiten von Strohzellstoff treten im Papier mitunter Flecke auf, für deren Entstehung zwei Ursachen in Betracht kommen. Häufig handelt es sich um Zusammenballungen von Bastfasern des Strohes, die unter dem Druck der Kalanderwalzen glasig werden und sich dann in der Durchsicht als helle, durchscheinende Pünktchen von dem umgebenden Papier abheben; sie sind in der Praxis unter dem Namen „Strohstippen" bekannt. Die zweite Art von Flecken rührt nicht von den Fasern, sondern von Gewebeteilchen des Sklerenchyms her, die beim Aufschluß des Strohes ihren natürlichen Zusammenhang noch nicht verloren haben und im ungeglätteten Papier als weiße, harte Knötchen zum Vorschein kommen. Nach dem Satinieren sind Sklerenchymflecke als glänzende Stellen sichtbar, wenn man schräg über das Papier hinwegsieht; in der Durchsicht sind sie nur wenig oder nicht durchscheinend. Äußerlich lassen sich beide Fleckenarten nicht immer mit Gewißheit unterscheiden, sicheren Aufschluß gibt nur das Mikroskop. In dem einen Falle wird man nach vorsichtiger Zerteilung des Fleckes auf dem Objektträger ein Knötchen von zusammengerollten Strohfasern vorfinden, im anderen Falle besteht der Kern des Fleckes aus den charakteristisch geformten Sklerenchymzellen. Diese stark verkieselten Elemente haben vorzugsweise in den Knoten des Strohes ihren Sitz, sie werden daher im Zellstoff in um so größeren Mengen vorhanden sein, je mehr Knoten, absichtlich oder infolge ungenügender Sortierung, im Stoff verblieben sind. Zur Fleckenbildung im Papier wird es aber nur dann kommen, wenn Sklerenchym noch in festem Verbande vorliegt. Bei einiger Übung gelingt es, Sklerenchymkomplexe getrennt von den übrigen Faserbestandteilen aus dem Papier auf folgende Weise herauszupräparieren. Der mit Bleistift scharf umgrenzte Fleck wird mit einer kleinen Schere herausgeschnitten und auf dem Objektträger in einen Tropfen einer etwa 2proz. Natronlauge gebracht. Nach einigen Minuten saugt man die Natronlauge ab und ersetzt sie durch Wasser. Übt man nun auf den Fleck einen seitlichen Druck mit Hilfe der Präpariernadeln aus, so spaltet er sich in zwei oder drei Schichten, je nachdem sich das Sklerenchym auf der Oberfläche oder im Innern des Papierblattes befindet. Eine dieser Schichten ist dann, wie sich schon bei geringer Vergrößerung feststellen läßt, das Sklerenchymgewebe, das man auf einen zweiten Objektträger überführen kann, ohne Zerfall befürchten zu müssen. Mitunter ist der Zusammen-

[1] Original: Zellstoff und Papier 1927, S. 237; Papierfabrikant 1927, S. 411; Wochenbl. für Papierfabrikation 1927, S. 714.

Digitized by Google

halt der Zellen so groß, daß eine beabsichtigte Zerteilung mit den Nadeln kaum möglich ist, in anderen Fällen läßt sich der Verband durch Verschieben des aufgelegten Deckgläschens wenigstens teilweise lösen. Abb. 1 zeigt das mikroskopische Bild von Sklerenchym, das in der geschilderten Weise aus einem Fleck herauspräpariert wurde, in 100facher Vergrößerung. Der Bau und die verschiedenen Formen der isolierten Zellen gehen aus Abb. 2 hervor (180fache Vergrößerung).

Kürzlich waren im Amt eine Anzahl Papiere zu untersuchen, die Sklerenchymflecke in großen Mengen aufwiesen; gleichzeitig wurde die Frage aufgeworfen, wer für die Entstehung der Flecken verantwortlich sei.

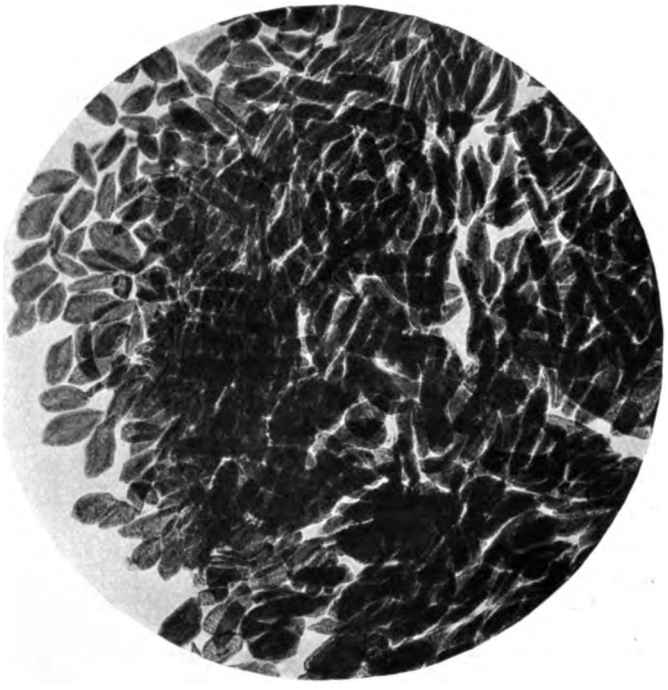


Abb. 1.

Abb. 2.

Eine Strohzellstoffabrik vertrat den Standpunkt, daß die Schuld nicht auf Mängel des Strohzellstoffes zurückzuführen sei, sondern auf unsachgemäße Verarbeitung des Stoffes bei der Papierherstellung; sie behauptete, daß sich bei zu dünnem Eintrag des Stoffes im Holländer die einzelnen Sklerenchymzellen wieder zu Gruppen vereinigen und auf diese Weise die Flecke im Papier verursachen. Eine solche Rückbildung von Gewebeschichten aus Einzelzellen ist natürlich ausgeschlossen. Um jedoch auch das Urteil der Praxis zu hören, wurden dem technischen Beirat für die Papierabteilung des Amtes folgende zwei Fragen unterbreitet:

1. Ist ein Strohzellstoff, der Sklerenchymkomplexe in größeren Mengen enthält, zu beanstanden, oder sind solche Erscheinungen als natürliches und unvermeidliches Vorkommnis zu betrachten?

2. Kann in der Papierfabrik durch geeignete Maßnahmen bei der Verarbeitung eines derartigen Strohzellstoffes Fleckenbildung im Papier vermieden werden?

Da die Beantwortungen dieser Fragen von allgemeinem Interesse sein dürften, sollen sie einzeln im Auszug wiedergegeben werden.

A. Zu 1. „Ich würde die Übernahme und Verarbeitung eines Strohzellstoffes ablehnen, welcher Sklerenchymkomplexe in größeren Mengen enthält. Die Strohzellulose muß so weich gekocht sein, daß Flecke bei guter Vorbereitung im Fertigfabrikat nicht vorkommen."

Zu 2. „Hart gekochter Strohzellstoff kann durch sorgfältige Kollergangsarbeit verbessert werden, so daß die Fleckenbildung stark herabgemindert wird."

B. Zu 1. „Sklerenchymkomplexe werden sich bei der Herstellung von Strohzellstoff nie ganz verhindern lassen. Durch entsprechendes Aufschlußverfahren kann ihr Vorkommen auf ein Mindestmaß herabgedrückt werden."

Zu 2. „Strohzellstoff sollte vor der Verarbeitung im Holländer stets gekollert werden. Wendet man diese Vorsichtsmaßnahme an, dann werden die Strohstippen aufgelöst und Fleckenbildung kann hierdurch nicht entstehen."

C. „Sklerenchymzellen sind immer mehr oder weniger im gebleichten Strohzellstoff anzutreffen, wie ihn die Papierfabrik zur Verarbeitung erhält, gleichviel ob der Stoff der eigenen Herstellung entstammt oder am Markt gekauft wird. Die einzelnen Fäserchen der stark verkieselten und dicken Sklerenchymzellen hängen auch nach dem alkalischen Zellstoffaufschluß immer fest zusammen, und solche Zellstoffbündel sind mit den üblichen und normalen Einrichtungen der Strohzellstoffabrikationen immer nur zum Teil zu zerlegen und zu beseitigen. Die Sklerenchymzellen sind allen chemischen und mechanischen Angriffen gegenüber sehr widerstandsfähig. Am besten sind diese renitenten Zellstoffkörper während des Fabrikationsganges auf nassem Wege im weitgehendsten Maß aus dem Stoff abzusondern. Das gelingt aber nicht völlig. Die Verarbeitung des Strohzellstoffes in der Papierfabrik muß sich deshalb darauf einstellen, solche Zell-

Digitized by Google

stoffbündel entsprechend zu zerfeinern bzw. zu zerteilen, da ihr die Fertigstellung des Ganzzeuges für die Papierherstellung obliegt. Mit einer entsprechenden Kollergangarbeit oder einem ausreichenden Mahlen im geeigneten Ganzzeugholländerbetrieb gelingt es erfahrungsgemäß, die Sklerenchymzellen des Strohzellstoffes so zu zerfasern, daß die Flecken im Papier nicht auftreten. Meiner Beurteilung nach kann die Papierfabrik dem Strohzellstofflieferenten für die Vorkommnisse keinerlei Schuld oder Fehle beimessen."

D. „Strohzellstoff, der feine Stoffknoten, die man ihrer Art nach nicht als ‚Katzen' ansprechen kann, in größeren Mengen enthält, ist mit Recht zu beanstanden, da weder das Kollern noch eine normale Holländerarbeit dieselben genügend zu beseitigen vermag."

E. Zu 1. „Ein Strohzellstoff, der Sklerenchymkomplexe in großer Menge enthält, ist zu beanstanden, denn solche Erscheinungen sind in einem prima Strohstoff nicht als natürliche und unvermeidliche Vorkommnisse zu bezeichnen, dagegen kann ein vereinzeltes Vorkommen solcher Komplexe in einem Sekunda-Strohstoffe toleriert werden."

Zu 2. „Die Papierfabrik ist nicht in der Lage, durch geeignete Maßnahmen bei der Verarbeitung die in Punkt 1 erwähnten Sklerenchymkomplexe im Papier zu vermeiden, wenn solche im Strohstoff enthalten sind. Die Flecke in den beiden bemusterten Papieren sind keineswegs durch Wiedervereinigung solcher Sklerenchymzellen bei dünnem Eintrag im Holländer entstanden, sondern sie sind auf Fehler in der Strohstofferzeugung zurückzuführen, und zwar auf ungenügende Aussortierung der Knoten, ungenügende Kochung und Raffinierung des Strohstoffes. Sind einmal in einem Strohstoff derartige Zellanhäufungen vorhanden, so gelingt es dem Papiermacher weder durch Mahlung im Holländer oder in der Stoffmühle, noch durch allerfeinste Sortierung auf dem Knotenfänger der Papiermaschine, die Unreinheiten aus dem Papierstoff zu entfernen, er müßte denn den Stoff zu Schleim vermahlen, was natürlich zur Erzielung der beabsichtigten Papierqualität unzulässig ist."

Wie aus den vorstehenden Äußerungen zu ersehen ist, gehen die Ansichten sowohl über die Ansprüche, die man an die Reinheit von Strohzellstoff stellen kann, als auch über die Möglichkeit, bei Vorhandensein von Sklerenchym die Fleckenbildung durch geeignete Maßnahmen bei der Papierherstellung zu vermeiden, weit auseinander; eine weitere Aussprache in den Fachzeitschriften wäre daher zur Klärung der Frage sehr erwünscht.

Die Sutermeister-Lösung in der Papiermikroskopie[1].

Von **R. Korn.**

In Amerika befaßt man sich zurzeit mit der Vereinheitlichung der Papierprüfungsverfahren. Das Prüfungskomitee der Technical Association of the Pulp and Paper Industry hat es sich zur Aufgabe gemacht, Standardverfahren auszuarbeiten, die unter der Bezeichnung „Offizielle Tappi-Methoden" bekanntgegeben werden. Bisher sind neun solcher Methoden zur Veröffentlichung gelangt[2], darunter auch die zur Bestimmung der Faserzusammensetzung von Papier. Bei dieser Prüfung soll zur Unterscheidung der Fasergruppen im mikroskopischen Bilde entweder die Herzberg- (Chlorzinkjod-) oder die Sutermeister-Lösung (Kalziumchloridjod) verwendet werden. Im Amte wurde von Dr. Korn nachgeprüft, ob beide Lösungen die gleichen Dienste leisten. Für die Herstellung und Anwendung der Lösung hat Sutermeister folgende Vorschriften gegeben[3].

Lösung A: 1,3 g Jod, 1,8 g Jodkalium, 100 ccm Wasser.

Lösung B: Eine klare, praktisch gesättigte Lösung von Kalziumchlorid.

Nach Anfeuchten der Fasern mit Wasser auf dem Objektträger verwendet man zuerst Lösung A, läßt sie ungefähr eine Minute einwirken, entfernt den Überschuß mit Löschpapier und fügt Lösung B hinzu. Die entstehenden Färbungen werden wie folgt angegeben.

Rot oder bräunlichrot: Baumwolle, Leinen, Hanf, Ramie.

Dunkelblau: Gebleichter Natronzellstoff von Laubhölzern.

Bläulich- oder rötlichviolett: Gebleichte oder vollkommen aufgeschlossene ungebleichte Sulfitfasern.

Grünlich: Jute, Manilahanf und die noch teilweise verholzten Fasern in ungebleichtem Sulfitzellstoff.

Gelb: Holzschliff.

Die beim Arbeiten mit der Lösung gemachten Beobachtungen ergaben folgendes:

1. Mit der Sutermeister-Lösung färbt sich nicht nur gebleichter Natronzellstoff von Laubhölzern dunkelblau, sondern auch Stroh- und Espartozellstoff[1].

2. Im Vergleich mit der Chlorzinkjodlösung ist die Gelbfärbung des Holzschliffes durch die Sutermeister-Lösung stärker und rötlicher, die des Holzzellstoffes im allgemeinen weniger stark blau und mitunter auch graublau. Dies hat zur Folge, daß bei Schätzung der Mengenanteile in Mischungen von Holzschliff und Zellstoff bei Verwendung der Sutermeister-Lösung der Gehalt an Holzschliff überschätzt wird.

3. Lumpenfasern färben sich mit der Sutermeisterlösung bräunlichrot, während die Färbung mit Chlorzinkjod weinrot ist. In einzelnen Fällen, in denen

[1] Original: Zellstoff und Papier 1927, S. 196; Papierfabrikant 1927, S. 246; Wochenbl. Papierfabrikation 1927, S. 446.

[2] Paper Trade J. Bd. 85, Nr. 11, S. 51/55. 1926 und Wochenbl. Papierfabrikation 1926, Nr. 48, S. 1332/35; Nr. 50, S. 1390/91; Nr. 52, S. 1461/62.

[3] Sutermeister: Chemistry of Pulp and Paper Making 1920, S. 390.

[1] Diese beiden Faserarten werden von Sutermeister seltsamerweise überhaupt nicht erwähnt.

Digitized by Google

bei Gemischen von Lumpen und Holzzellstoffen die Lumpenfasern mit Chlorzinkjod eine zu bläuliche Färbung aufweisen, läßt die Sutermeister-Lösung die Lumpenfasern deutlicher hervortreten. Das gleiche gilt bei der Unterscheidung der genannten Fasern in pergamentierten Papieren nach der Behandlung mit Kaliumpermanganat; doch werden in diesem Sonderfall beide Lösungen durch die Chlorzinnjodlösung[1] übertroffen.

Die Sutermeister-Lösung ist daher in einzelnen Fällen mit Vorteil zu verwenden, sie kann jedoch die Chlorzinkjodlösung in ihrer allgemeinen Verwendung in der Fasermikroskopie nicht ersetzen.

[1] Mitt. Materialpr.-Amt 1920, S. 317.

Metallschädliche Bestandteile in Papier.

Von **W. Herzberg.**

Die Feststellung, ob ein Papier Stoffe enthält, die Metall angreifen, erfolgt nicht nur auf analytischem Wege, sondern auch auf dem des praktischen Versuches; die chemische Analyse läßt häufig im Stich, da die schädlichen Stoffe meist nur in Spuren vorhanden sind.

Den ersten Vorschlag zur Prüfung von Papier auf metallschädliche Verbindungen machte Stockmeier, und hiernach wird im Prinzip heute noch verfahren. Das zu untersuchende Papier wird mit dem in Frage kommenden Metall (polierten Stahlplatten, Blattgold, Blattsilber usw.) innig in Berührung gebracht, entweder abwechselnd geschichtet oder fest eingewickelt, und das Ganze eine Zeitlang unter geeigneten Umständen aufbewahrt; von Zeit zu Zeit wird festgestellt, ob das Metall angegriffen ist.

Bei den Versuchen mit Stahlplatten wird im Amt wie folgt verfahren:

Polierte Stahlplatten, von verschiedenen Stahlsorten herrührend, werden teils in das zu prüfende Papier, teils in ein für diese Zwecke stets benutztes Vergleichspapier (reines Filtrierpapier) eingewickelt und bei 90 bis 95% Luftfeuchtigkeit und Zimmerwärme eine Zeitlang aufbewahrt und beobachtet. Auf Vorschlag von Nickel werden hierbei auf beide Seiten der eingewickelten Platten Glasstäbe gelegt und mittels Klemmen fest gegen die Platten gedrückt (Abb. 1). Unter den Glasstäben kommt das Papier in sehr innige Berührung mit

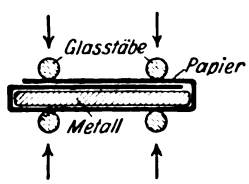


Abb. 1. Versuchsanordnung nach Nickel.

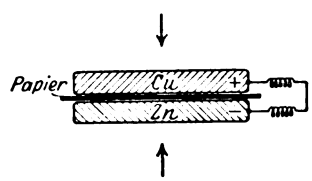


Abb. 2. Versuchsanordnung nach Dalén.

den Platten, so daß Rostflecke hier am ehesten auftreten und früher und sicherer wahrgenommen werden können als die sonst ungleichmäßig über die ganze Platte verteilten Roststippchen. Die Versuchsanordnung ist so getroffen, daß die Feuchtigkeit in den Versuchsglocken nicht auf 100% steigen kann, so daß Tropfenbildung ausgeschlossen ist. Erreicht wird dies dadurch, daß die Glocken, luftdicht abschließend, über einer Schale mit Kaliumkarbonatlösung von etwa 250 g Salz in 750 g Wasser stehen.

Beobachtet wird, ob die Platten in dem Versuchspapier stärker anrosten als im Filtrierpapier; ist dies der Fall, so enthält das Papier Stoffe, die Stahl angreifen können, und es ist daher zum Umhüllen von Stahlwaren nicht geeignet; zeigen die Platten in beiden Papieren gleiches Verhalten, so ist das Papier verwendbar.

Da bei diesen Wickelversuchen zuweilen Wochen vergehen, ehe die Rost- oder Anlauferscheinungen auftreten, so hat Dalén ein Schnellverfahren ausgearbeitet, bei dem ein Stück des Papiers, nachdem es etwa 1 St. in abs. feuchter Luft gelegen hat, mittels einer Metallklemme zwischen eine Kupfer- und eine Zinkplatte fest eingespannt wird (Abb. 2). Die Metallplatten werden vor dem Versuch mit Schmirgelpapier blank gerieben, brauchen aber nicht poliert zu werden; sie bilden mit dem zwischenliegenden Papier ein galvanisches Element, welches durch die Metallklemme kurz geschlossen ist. Statt Kupfer und Zink können auch andere Metalle, die in der elektrischen Spannungsreihe genügend weit auseinanderliegen, verwendet werden.

Je nach der Menge der im Papier enthaltenen schädlichen Bestandteile tritt das Anlaufen der Kupferplatte nach Minuten oder Stunden auf. Bei einem Nadelpapier z. B. war bereits nach 10 Min. deutliches Anlaufen zu beobachten. In der Regel jedoch tritt das Anlaufen, wenn überhaupt, nach etwa 1 St. ein. Reines Papier dagegen veranlaßt auch nach 12 St. noch kein Anlaufen. Für die Praxis dürfte diese einfache Prüfung von Wert sein, weil sie in kurzer Zeit Ergebnisse liefert.

Die Versuche, die Reinheit des Papiers durch Messen der Stärke des elektrischen Stromes oder des Widerstandes festzustellen, haben bisher noch zu keinem sicheren Ergebnis geführt, weil die Dicke des Papiers und die Menge des hygroskopischen Wassers einen zurzeit noch nicht faßbaren Einfluß auf das Ergebnis haben. Außerdem sind für diese Messungen sehr empfindliche und teure Instrumente nötig.

Digitized by Google

Quantitative Bestimmung von Holzschliff in Papier auf chemischem Wege nach Cross, Bevan und Briggs.

Von **R. Korn**[1].

Für die Bestimmung der Anteile verschiedener Faserarten in Papier ist man im allgemeinen auf Schätzung des mikroskopischen Bildes angewiesen. Diese Methode liefert nur Annäherungswerte, die aber um so genauer ausfallen werden, je größer die Übung und Erfahrung ist, über die der Beobachter verfügt. Es hat nicht an Versuchen gefehlt, die subjektive mikroskopische Prüfung durch analytische Verfahren zu ersetzen; besonders ist für die Mengenbeurteilung von Holzschliff in Gemischen mit Holzzellstoff eine größere Anzahl chemischer Methoden in Vorschlag gebracht worden[2], von denen sich jedoch bisher keine einbürgern konnte. Das Verfahren von Cross, Bevan und Briggs[3], das auf der Ermittelung des Phloroglucinabsorptionswertes beruht, wurde im Amt von Korn auf Eignung für die amtliche Papierprüfung einer eingehenden Untersuchung unterworfen. Die Ausführungsbestimmungen für das Verfahren sind folgende:

A. Erforderliche Lösungen:

1. 5,0 g reines Phloroglucin gelöst in 1000 ccm verd. Salzsäure (spez. Gew. 1,06);

2. 2 ccm Formaldehyd (40%) in 1000 ccm verd. Salzsäure (spez. Gew. 1,06).

B. Ausführung: 2 g lufttrockenes, fein zerkleinertes Papier werden bei 100° getrocknet, genau gewogen und in einem Kolben mit 40 ccm Phloroglucinlösung (A 1) übergossen. Der Inhalt des verkorkten Kolbens wird gut durchgeschüttelt und einige Stunden, am besten „über Nacht" stehengelassen; darauf wird die Flüssigkeit durch einen kleinen, im Trichterhals angebrachten Baumwollpfropfen filtriert. Zur Titration mit der Formaldehydlösung (A 2) werden 10 ccm Filtrat entnommen, mit 20 ccm Salzsäure vom spez. Gew. 1,06 verdünnt und auf etwa 70° erwärmt. Die Zugabe der Titrierflüssigkeit erfolgt zunächst in Mengen von je 1 ccm; nach jedem Zusatz wartet man 2 Min. und prüft durch Aufbringen eines Tropfens der Flüssigkeit auf Zeitungsdruckpapier, ob noch unausgefälltes Phloroglucin vorhanden ist, erkennbar an der Entstehung eines roten Fleckes. Nahe am Endpunkt der Reaktion erscheint der rote Fleck immer langsamer auf dem Papier, und man muß schließlich die feuchte Stelle trocknen, indem man sie ungefähr 1 Min. in einer Entfernung von 20 cm über die Flamme eines Bunsenbrenners hält, um den Fleck beobachten zu können. Die Titration ist beendet, wenn kein roter Fleck mehr hervorgerufen wird. Während der gesamten Titration ist die Temperatur auf 70° zu halten.

In gleicher Weise werden 10 ccm der ursprünglichen Phloroglucinlösung (A 1) titriert, die etwa 13 ccm der Aldehydlösung (A 2) entsprechen sollen. Aus der Differenz der beiden Titrationsergebnisse läßt sich die Menge an Phloroglucin, die von 100 g des geprüften Papiers absorbiert wird, berechnen. Diese Zahl wird von Cross, Bevan und Briggs mit „Phloroglucin-Absorptionswert" oder „Phloroglucinzahl" bezeichnet. Wenn der Absorptionswert der trockenen aschenfreien Faser im Papier mit P und der Prozentsatz des Papiers an Holzschliff mit H bezeichnet wird, so errechnet sich dieser nach der Formel:

$$H = \frac{100\ (P - \text{Absorptionswert des Zellstoffes})}{\text{Absorptionswert des Holzschliffes} - \text{Absorptionswert des Zellstoffes}}.$$

Für die Ableitung der Formel kommt in Betracht, daß das von der Papierprobe aufgenommene Phloroglucin sowohl vom Holzschliff als auch vom Zellstoff der Probe absorbiert wird. Die Phloroglucinzahl P, d. h. die von 100 g Papier aufgenommene Menge Phloroglucin, setzt sich demnach zusammen aus dem Teil, der vom Zellstoff und dem Teil, der vom Holzschliff absorbiert wird. Bezeichnet man die in 100 g Papier enthaltene Holzschliffmenge mit H und demzufolge den Zellstoffgehalt mit $100 - H$, so beträgt der auf Holzschliff entfallende Anteil des absorbierten Phloroglucins $\frac{P_2 \cdot H}{100}$, der auf Zellstoff kommende $\frac{P_1(100 - H)}{100}$, wobei unter P_1 der Absorptionswert des Zellstoffes, unter P_2 der des Holzschliffes zu verstehen ist. Die Summe beider Anteile ergibt die Phloroglucinzahl P. Aus der Gleichung

$$P = \frac{P_2 \cdot H}{100} + \frac{P_1(100 - H)}{100} \quad \text{folgt} \quad H = \frac{100(P - P_1)}{P_2 - P_1}.$$

Durch Einsatz der von Cross, Bevan und Briggs gefundenen Mittelwerte der Phloroglucinzahlen, und zwar für Sulfitzellstoff 1, für Holzschliff 8 geht die Formel über in:

$$H = \frac{100(P - 1)}{7}.$$

Es wird von den Autoren noch darauf hingewiesen, daß es sich bei diesem Verfahren um eine empirische Methode handelt und deshalb die Ausführungsvorschriften genau einzuhalten sind, insbesondere die Konzentration der Phloroglucinlösung und das Verhältnis der Phloroglucinlösung zur Fasermenge. Bei der vorgeschriebenen Papiermenge von 2 g ist der Aschengehalt, bei geleimten Papieren außerdem noch 1,5%, bezogen auf das Gewicht des Papiers, für organische Leimsubstanz in Anrechnung zu bringen. Entfernung des Leimes aus dem Papier wird im allgemeinen nicht für erforderlich gehalten und nur für besonders fest geleimte Papiere durch dreimaliges Erwärmen des Musters mit einem Gemisch von Alkohol und Äther empfohlen.

Es leuchtet ohne weiteres ein, daß die geschilderte Methode nur dann zu annähernd richtigen Ergebnissen führen kann, wenn die Phlorogucinzahlen verschiedener Zellstoffsorten einerseits und verschiedener Holzschliff-

[1] Original: Zellstoff und Papier 1927, S. 315; Papierfabrikant 1927, S. 440; Wochenschr. Papierfabrikation 1927, S. 867.

[2] Vgl. Herzberg: Papierprüfung, 5. Aufl., S. 117.

[3] Chem.-Ztg. 1907, Nr. 58, S. 725 und Papier-Ztg. 1907, Nr. 101, S. 4479.

Digitized by Google

arten anderseits untereinander nur wenig abweichen, da bei der Berechnung des Holzschliffgehaltes Mittelwerte zugrunde gelegt werden. Cross, Bevan und Briggs fanden bei allen Arten weißen Holzschliffs praktisch genommen den gleichen Absorptionswert (7,87 bis 8,15), ebenso bei allen vollkommen gekochten Sulfitstoffen (0,9 bis 1,03); sie vermuten jedoch, daß gewisse Unterschiede zu erwarten sind, je nachdem ein Zellstoff stärker oder schwächer gekocht wurde. Das Verfahren ist, soweit aus der Literatur hervorgeht, nur einmal ausführlich, und zwar von Krull und Mandelkow[1] nachgeprüft worden; sie zogen in den Kreis ihrer Untersuchungen vor allem Zellstoffe, die zur Herstellung von Druckpapieren dienten und nach dem Ritter-Kellner-Verfahren aufgeschlossen waren, und fanden für diese Stoffe Phloroglucinzahlen von 1,10 bis 1,57 (im Mittel 1,34), für die geprüften Holzschliffsorten Werte von 7,70 bis 7,92 (im Mittel 7,84).

Beadle und Stevens[2] haben nur den Absorptionswert von Holzschliff selbst ermittelt, für Zellstoff wird von ihnen der von Cross, Bevan und Briggs mit 0,75[3] angegebene Wert übernommen.

Die Nachprüfung im Amte beschränkte sich, soweit sie Zellstoffe betraf, auf Sulfit-Holzzellstoffe, da diese fast ausschließlich zu holzhaltigen Papieren verwendet werden; doch wurde von dem Grundsatz ausgegangen, daß bei der Prüfung eines fremden Papiermusters mit Zellstoffen verschiedenster Herkunft, Kochung und Bleichung sowie auch mit gebleichtem Holzschliff neben ungebleichtem zu rechnen ist und daß nach diesen Gesichtspunkten die zu prüfenden Rohstoffe auszuwählen waren. Ferner wurde auf die Feststellung der Fehlergrenzen, die durch verschiedenes Verhalten einzelner Stoffe bedingt werden, Wert gelegt. Die von den Autoren festgelegten Ausführungsbestimmungen wurden innegehalten mit der Ausnahme, daß an Stelle der getrockneten Proben, die infolge Erhitzung auf 100° Veränderungen ausgesetzt sein können, lufttrockenes Material für die Prüfung benutzt wurde in einer Menge, die 2 g absolut trockenen und aschefreien Stoffes entsprach. Um in jeder Hinsicht gleiche Bedingungen einzuhalten, wurde auch die Einwirkungsdauer der Phloroglucinlösung auf die Proben bei allen Versuchen gleich bemessen, und zwar auf 24 St.

Zunächst wurde geprüft, ob die Titration der Phloroglucin- mit der Aldehydlösung bis auf 0,1 ccm genau erfolgen kann, wie es Cross, Bevan und Briggs für erforderlich erachten, und gefunden, daß diese Genauigkeit bei einiger Übung erreicht werden kann. Zur leichteren Erkennung des Endpunktes der Reaktion erwies sich ein Indikatorpapier als günstig, das nur aus Holzschliff mit etwas Füllstoff hergestellt worden war und an Stelle von Zeitungsdruckpapier benutzt wurde. Sodann wurden je sechs Phloroglucinzahl-Bestimmungen mit der gleichen Zellstoff- bezw. Holzschliffsorte ausgeführt und nachstehende Werte erhalten:

Zellstoff P.		Holzschliff P.	
1,05	Größter Unterschied: 0,14	6,64	Größter Unterschied: 0,32
1,12		6,49	
1,19		6,49	
1,09		6,37	
1,09		6,69	
1,13		6,45	
Mittel: 1,11		Mittel: 6,52	

Da die Phloroglucinzahl durch eine Differenzbestimmung ermittelt wird, kann der Titrationsfehler von 0,1 ccm im ungünstigsten Falle zweimal auftreten. Dies verursacht unter den gegebenen Bedingungen eine Änderung des Absorptionswertes um rund 0,14 bei Zellstoffen und 0,10 bei Holzschliffen. Demnach wird die Titrationsfehlergrenze von den oben aufgeführten Zellstoffwerten nicht, von einzelnen Holzschliffwerten jedoch erheblich überschritten. Als Ursache dieser Abweichungen wird vermutet, daß das Phloroglucin von den einzelnen Proben des gleichen Stoffes in der gleichen Zeit nicht in gleicher Menge aufgenommen wird, da innerhalb 24 St. kein Gleichgewichtszustand eintritt, wie die folgenden Versuche zeigen. Elf durch Raspeln vorbereitete Proben einer Holzschliffsorte wurden einer verschiedenen Einwirkungsdauer der Phloroglucinlösung ausgesetzt und die Absorptionswerte in der üblichen Art bestimmt.

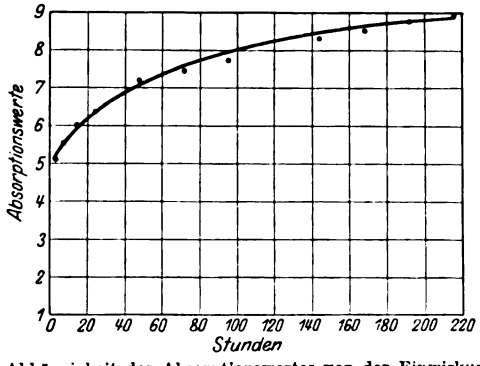


Abb. 1. Abhängigkeit des Absorptionswertes von der Einwirkungsdauer der Phloroglucinlösung auf die Probe.

Die Ergebnisse gehen aus der nachstehenden Zusammenstellung und graphischen Aufzeichnung hervor.

Einwirkungsdauer in Stunden	Absorptionswert
3	5,11
7	5,56
15	6,02
24	6,39
48	7,22
72	7,46
96	7,76
144	8,35
168	8,51
192	8,80
216	8,95

Die Kurve läßt den Verlauf der Absorption verfolgen. Da auch nach neun Tagen noch nicht Gleichgewichtszustand eingetreten ist, sind Schwankungen in der Aufnahme des Phloroglucins von verschiedenen Proben desselben Stoffes trotz gleicher Einwirkungsdauer möglich, die von nicht gänzlich vermeidbaren Unterschieden im Zerkleinerungsgrad des Versuchsmaterials herrühren können, sowie von Temperaturunterschieden im Versuchsraum, wenn die einzelnen

[1] Papierfabrikant 1922, H. 35, S. 1213/16.
[2] Papier-Ztg. 1907, Nr. 101, S. 4480.
[3] Diese Zahl ist später mit 1,0 berichtigt worden; vgl. Papier-Ztg. 1907, S. 4479.

Digitized by Google

Proben an verschiedenen Tagen angesetzt werden. Da anzunehmen ist, daß die Kurve allmählich in eine Horizontale auslaufen wird, würde eine möglichst lange Einwirkungsdauer am vorteilhaftesten sein. Doch sind technischen Prüfungsmethoden in dieser Hinsicht gewisse Grenzen gesetzt, so daß mitunter eine kürzere Versuchsdauer auf Kosten größerer Genauigkeit vorzuziehen ist, zumal sich unvermeidbare Versuchsfehler durch Benutzung der Mittelwerte aus Parallelversuchen teilweise aufheben lassen. Aus diesem Grunde wurde auch für die folgenden Versuche eine Einwirkungsdauer von 24 St. beibehalten. Die Differenz zwischen den nach 24 und 48 St. erhaltenen Phloroglucinzahlen beträgt 0,83, demnach pro Stunde durchschnittlich 0,035; ein kurzes Überschreiten der festgesetzten Einwirkungsdauer ist also belanglos.

Die folgende Versuchsreihe diente zur Ermittelung der Absorptionswerte verschiedener Sulfitzellstoffarten und Holzschliffsorten, um aus ihren Mittelwerten die Grundzahlen für die Formel zur Berechnung des Holzschliffgehaltes festlegen zu können. Die in der nachstehenden Tabelle 1 aufgeführten Werte sind Mittel aus zwei oder mehr Bestimmungen. Alle Proben wurden in geraspeltem Zustand geprüft.

Einschluß des gebleichten Stoffes prozentual bedeutend niedriger sind als bei Zellstoffen.

Vergleicht man nun die Phloroglucinzahlen, die an vier verschiedenen Stellen ermittelt wurden, so fällt besonders auf, daß die Holzschliffwerte zwei Gruppen bilden, die von einander erheblich abweichen. Es fanden:

	für Zellstoff	für Holzschliff
Cross, Bevan und Briggs	$P = 1{,}00$	$P = 8{,}00$
Krull und Mandelkow . .	$P = 1{,}34$	$P = 7{,}84$
Materialprüfungsamt	$P = 1{,}21$	$P = 6{,}48$
Beadle und Stevens . . .	$P = 1{,}00$[1]	$P = 6{,}59$

Noch deutlicher kommen die Unterschiede zum Ausdruck, wenn man die Phloroglucinzahlen mit dem Holzschliffgehalt im Papier graphisch in Verbindung bringt, wie es bereits von Krull und Mandelkow für die von ihnen und die von Cross, Bevan und Briggs gefundenen Werte geschehen ist[2].

Die Abweichungen steigen mit zunehmender Phloroglucinzahl, sie erreichen ihren Höhepunkt bei $P = 6{,}48$. Diesem Wert entsprechen nach den Grundzahlen von:

Cross, Bevan und Briggs . .	78% Holzschliff
Krull und Mandelkow . . .	79% „
Beadle und Stevens	98% „
Materialprüfungsamt	100% „

Tabelle 1. Sulfit-Holzzellstoffe.

Probe Nr.	Herkunft	Eigenschaft	Kochverfahren	Bleichgrad	Aschengehalt (bezogen auf abs. tr. Stoff %	Phloroglucinzahl
1	Deutschland	hart	Mitscherlich	ungebleicht	1,19	1,65
2	Schweden	„	unbekannt	„	0,64	1,14
3	unbekannt	unbekannt	„	„	0,90	1,11
4	Deutschland	weich	Ritter-Kellner	„	0,82	1,08
5	„	„	Mitscherlich	„	0,33	1,04
6	Schweden	„	„	$^1/_2$ gebleicht	0,49	1,06
7	Deutschland	hart	„	$^1/_1$ „	0,34	1,26
8	„	weich	Ritter-Kellner	$^1/_1$ „	0,34	1,16
9	Schweden	„	unbekannt	$^1/_1$ „	0,41	1,09

Mittel **1,21**

Tabelle 2. Holzschliff.

Probe Nr.	Holzart	Schleifart	Bleichgrad	Verwendungszweck	Aschengehalt (bezogen auf abs. tr. Stoff %	Phloroglucinzahl
1	Fichte	Heißschliff	ungebleicht	Kunstdruckpapier	0,67	6,52
2	Kiefer	Kaltschliff	„	Pack- u. Tütenpapier	0,47	6,54
3	Fichte	Heißschliff	„	Druckpapier	0,32	6,56
4	„	unbekannt	„	unbekannt	0,54	6,66
5	„	Kaltschliff	„	„	0,30	6,51
6	„	Heißschliff	„	Zeitungsdruckpapier	0,22	6,40
7	„	unbekannt	„	unbekannt	0,40	6,52
8	„	Kaltschliff	gebleicht	Streichpapier	10,89	6,09

Mittel **6,48**

Aus der Zusammenstellung geht folgendes hervor:

1. Die Phloroglucinzahlen verschiedener Zellstoffe weichen teilweise erheblich voneinander ab; sie sind von der Art der Kochung und vom Bleichgrad abhängig; harte, ungebleichte Stoffe besitzen die höchsten Absorptionswerte.

2. Die geprüften Holzschliffsorten, mit Ausnahme des gebleichten Schliffes, zeigen in ihrem Verhalten zu Phloroglucin nur geringe Unterschiede, die, selbst unter

Die Ursache, daß an den verschiedenen Stellen trotz Einhaltens der gleichen Versuchsbedingungen voneinander abweichende Grundzahlen gefunden wurden, ist nach den Beobachtungen des Amtes nicht nur in der Verschiedenheit des Versuchsmaterials, sondern auch in dem verschiedenen Reinheitsgrad des angewendeten Phloroglucins zu suchen. Es wurde nämlich zu den Vor-

[1] Von Cross, Bevan und Briggs übernommen.
[2] Papierfabrikant 1922, S. 1216.

Digitized by Google

versuchen im Amt ein Phloroglucin der Firma Merck, Darmstadt, mit der Bezeichnung „resorzinfrei" benutzt; die hierbei gefundenen Absorptionswerte betrugen für Zellstoff 1,25, für Holzschliff 7,15. Da von der genannten Firma ein noch reineres Phloroglucin, bezeichnet mit „resorzinfrei pro analysi" angeboten wurde, fand dieses für die Hauptversuche Verwendung mit dem Ergebnis, daß bei Prüfung derselben Stoffe die Phloroglucinzahlen auf 1,21 bzw. 6,48 sanken. Die im Amt gefundenen Grundzahlen haben daher nur bei Verwendung des letztgenannten Phloroglucins Geltung.

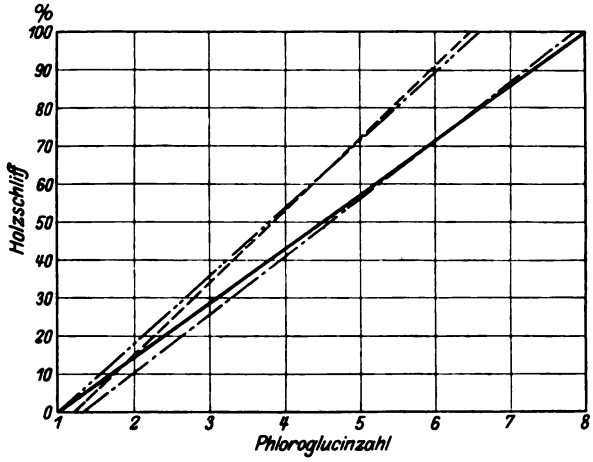


Abb. 2. Beziehung zwischen Phloroglucinzahl und Holzschliffgehalt unter Zugrundelegung der von verschiedenen Autoren angegebenen mittleren Absorptionswerte von Zellstoff und Holzschliff.

——— Cross, Bevan und Briggs,
–·–·– Krull und Mandelkow,
– – – – Materialprüfungsamt,
–··–·· Beadle und Stevens.

Die Methode wurde nun an einigen im Amt angefertigten Papieren von bestimmter Stoffzusammensetzung geprüft. Der zur Herstellung benutzte Zellstoff hatte die Phloroglucinzahl 1,11, der Holzschliff 6,52. Gleichzeitig wurde nachgeprüft, ob die Vorbereitung des Papiers durch Zerstückeln an Stelle von Raspeln genügt.

Die Ergebnisse sind nachstehend aufgeführt:

Tabelle 3. Ergebnisse der Prüfung von Papieren von bekannter Zusammensetzung.

Stoffzusammensetzung		Zerkleinerungszustand	Phloroglucinzahl	Holzschliffgehalt berechnet: nach den Phloroglucinzahlen der im Papier enthaltenen Stoffe	Holzschliffgehalt berechnet: nach den Mittelwerten aus Tab. 1 u. 2
				%	%
ungeleimt	90% Holzzellstoff, 10% Holzschliff	geraspelt	1,62	9,4	7,8
	50% Holzzellstoff, 50% Holzschliff	„	3,84	50,5	49,9
	20% Holzzellstoff, 80% Holzschliff	„	5,46	80,4	80,6
	20% Holzzellstoff, 80% Holzschliff	zerstückelt	5,51	81,3	81,6
	50% Holzzellstoff, 50% Holzschliff	„	3,98	53,0	52,5
geleimt und beschwert Aschengehalt 8,99%					

Die Zahlen beweisen, daß die Methode zu recht genauen Ergebnissen führt, wenn die Phloroglucinzahlen der im Papier enthaltenen Stoffe bekannt sind oder ermittelt werden können, wie es in Betrieben möglich ist, die für bestimmte Papiersorten die gleichen Stoffe verarbeiten; sie ist also für die Betriebskontrolle unter gewissen Voraussetzungen durchaus brauchbar. Die Tatsache, daß sich die Werte nur sehr wenig ändern, wenn die Berechnung des Holzschliffgehaltes nach Mittelwerten erfolgt, ist zunächst nur ein Beweis dafür, daß die Absorptionswerte der im Papier enthaltenen Stoffe den Mittelwerten sehr nahe kommen; weiter unten wird gezeigt werden, daß in anderen Fällen weit erheblichere Abweichungen vorkommen können. Zerstückeln des Papiers an Stelle des Raspelns übt keinen wesentlichen Einfluß auf das Ergebnis aus; immerhin würde für genaue Bestimmungen die Vorbereitung des Papiers durch Raspeln wegen der feineren Verteilung und der dadurch erzielten größeren Oberfläche zu empfehlen sein. Mit etwas größeren Fehlern ist bei Prüfung von geleimten Papieren zu rechnen. Hierbei sind nach Vorschlag von Cross, Bevans und Briggs bei der Einwage der Probe außer dem Aschengehalt 1,5% für Leim in Anrechnung zu bringen. Im vorliegenden Falle scheint dieser Betrag etwas zu hoch gewesen zu sein; infolgedessen wird die Probe auch etwas mehr als 2 g abs. trockenen Faserstoff enthalten haben, was zu einer zu hohen Phloroglucinzahl und somit zu einem zu hohen Holzschliffgehalt geführt hat.

Bei Prüfung fremder Muster kann nun die Berechnung des Holzschliffgehaltes lediglich nach Mittelwerten erfolgen. Die im Amt geprüften Zellstoffe weisen Absorptionswerte von 1,04 bis 1,65 (im Mittel 1,21), die Holzschliffsorten solche von 6,09 bis 6,66 (im Mittel 6,48) auf. Die höchsten Abweichungen des ermittelten Holzschliffgehaltes vom wirklichen werden dann eintreten, wenn die im Papier enthaltenen Stoffe entweder die niedrigsten oder die höchsten Phloroglucinzahlen besitzen. Tabelle 4 und das nachstehende Schaubild zeigen diese Abweichungen.

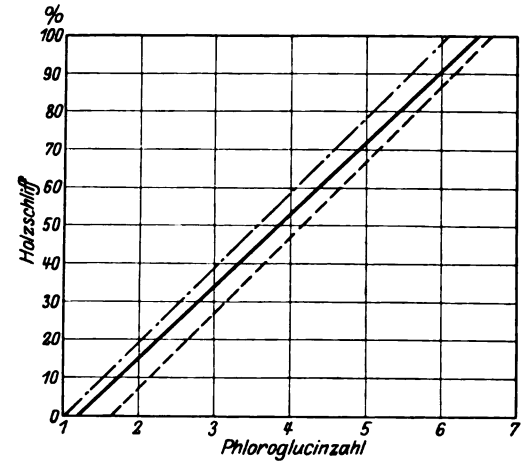


Abb. 3. Beziehung zwischen Phloroglucinzahl von Papier und Holzschliffgehalt unter Zugrundelegung von Mindest-, Höchst- und mittleren, im Materialprüfungsamt gefundenen Absorptionswerten von Zellstoff und Holzschliff.

——— Absorptions-Mittelwerte
–·–·– Absorptions-Mindestwerte
– – – – Absorptions-Höchstwerte
} der geprüften Zellstoffe und Holzschliffsorten.

Erläuterung der Tabelle 4: Werden bei Prüfung von Papieren verschiedener Stoffzusammensetzung die in

Digitized by Google

Tabelle 4.

Reihe 1	Phloroglucinzahl P	1,65	1,74	2,26	2,79	3,32	3,85	4,37	4,90	5,43	5,69
Reihe 2	Holzschliffgehalt in %, errechnet nach Mindestwerten von $P_1=1{,}04$; $P_2=6{,}09$	12,1	13,9	24,2	34,7	45,1	55,6	65,9	76,4	86,9	92,1
Reihe 3	Holzschliffgehalt in %, errechnet nach Höchstwerten von $P_1=1{,}65$; $P_2=6{,}66$	0	1,8	12,2	22,8	33,3	43,9	54,3	64,9	75,4	80,6
Reihe 4	Holzschliffgehalt in %, errechnet nach Mittelwerten von $P_1=1{,}21$; $P_2=6{,}48$	8,3	10,0	19,9	30,0	40,0	50,1	60,0	70,0	80,1	85,0
Reihe 5	Höchstabweichungen des in Reihe 4 ermittelten Holzschliffgehaltes in % von dem in Reihe 2 und 3 gefundenen	8,3	8,2	7,7	7,2	6,7	6,2	5,9	6,4	6,8	7,1

der ersten Reihe der Zusammenstellung aufgeführten Phloroglucinzahlen gefunden, so wird der nach der Formel $H = 100\frac{(P - P_1)}{P_2 - P_1}$ (vgl. S. 19) errechnete Holzschliffgehalt nur dann mit dem in Wirklichkeit vorhandenen übereinstimmen, wenn für P_1 und P_2 die dem im Papier enthaltenen Zellstoff und Holzschliff zukommenden Werte eingesetzt werden. Betragen diese 1,04 bzw. 6,09, wie sie als niedrigste unter den in Tabelle 1 und 2 aufgeführten Stoffen gefunden wurden, und werden sie bei der Berechnung des Holzschliffgehaltes zugrunde gelegt, so erhält man die in der zweiten Reihe angegebenen Holzschliffwerte in Prozenten. Das gleiche gilt für die Höchstwerte $P_1 = 1{,}65$ und $P_2 = 6{,}66$ in der dritten Reihe der Tabelle. Da man jedoch bei fremden Papiermustern P_1 und P_2 weder kennt noch ermitteln kann, ist man bei Berechnung des Holzschliffgehaltes auf die oben angeführten Mittelwerte angewiesen und erhält die in vierter Reihe befindlichen Zahlen, deren Höchstabweichungen vom wirklich vorhandenen Holzschliffgehalt die fünfte Reihe wiedergibt.

Abgesehen von den früher erörterten Versuchsfehlern, die mit Hilfe von Parallelbestimmungen mehr oder weniger zum Ausgleich zu bringen sind, können bei Anwendung der nachgeprüften Methode zur quantitativen Ermittlung des Holzschliffgehaltes fremder Papiermuster Fehlergebnisse bis rund 8% vorkommen. Diese Fehlergrenze liegt oberhalb derjenigen, die von geübten Beobachtern bei der mikroskopischen Schätzung eingehalten werden kann, wenn es sich um verhältnismäßig geringe oder große Holzschliffmengen handelt. Bedeutend schwieriger wird die mikroskopische Schätzung jedoch, wenn Papiere mit mittlerem Holzschliffgehalt von etwa 40 bis 70% vorliegen. Innerhalb dieser Grenzen wird die Phloroglucin-Absorptionsmethode auch bei Prüfung fremder Muster zu Ergebnissen führen, deren Genauigkeit für praktische Zwecke ausreicht; sie kann in solchen Fällen die mikroskopische Prüfung nicht nur ersetzen, sondern auch als Kontrollbestimmung dienen, wenn die Schätzungsergebnisse von mehreren Beobachtern mehr voneinander abweichen, als an Ungenauigkeit der Phloroglucinmethode zu erwarten ist.

Quantitative Bestimmung von Wolle in Roh- und Wollfilzpappen auf chemischem Wege.

Von **Bruno Schulze.**

Die quantitative Bestimmung von Wolle in Erzeugnissen der Papier- und Pappenindustrie ist auf mikroskopischem Wege nicht leicht auszuführen. Die an sich schon subjektive Bewertung des mikroskopischen Bildes wird in diesem Falle noch dadurch erschwert, daß sich die Wollfasern bei Behandlung mit Chlorzinkjod und anderen Farblösungen nicht einheitlich färben, sondern meist die vorher für Textilzwecke erhaltenen Farbtöne beibehalten. Um mit Hilfe des Mikroskopes zu einem annähernd genauen Resultat zu kommen, ist daher eine sehr große Erfahrung und Übung des Beobachters erforderlich. Es wurde nun versucht, auf chemischem Wege zu einer Fasertrennung und zu einer quantitativen Bestimmung der Wolle zu gelangen. In der Textilprüfung benutzt man hierfür schon lange das verschiedene Verhalten tierischer und pflanzlicher Fasern gegenüber alkalischen und sauren Lösungsmitteln. Von Kapff[1] kocht z. B. in 2proz. Natronlauge und bringt dadurch die Wolle in Lösung. Heermann[2] behandelt zur direkten Bestimmung der Wolle in Gemischen von Wolle und Baumwolle mit kalter 80proz. Schwefelsäure und behält die Wolle ungelöst zurück. Es wurde nun versucht, ob sich die genannten Verfahren auf die Wollgehaltsermittelung von Pappe übertragen lassen. Zunächst wurden die in Betracht kommenden Faserarten (Wolle, Baumwolle, Holzzellstoff und Holzschliff) einzeln in ihrem Verhalten gegenüber 2proz. Natronlauge und 80proz. Schwefelsäure geprüft. Die genannten Rohstoffe wurden im Holländer gemahlen und an der Luft getrocknet. Für die einzelnen Bestimmungen wurden je 10 g, umgerechnet auf absolut trockenen Faserstoff[1], verwandt. Beim Alkaliverfahren wurde das Material in einer Porzellanschale 20 Min. mit 300 ccm einer 2proz. Natronlauge (3° Bé) gekocht. Nach dem Abgießen der Lauge wurde noch 5 Min. mit frischer Lauge gekocht und wieder abgegossen. Der Rückstand wurde mit dest. Wasser gewaschen, dann mit mit Essigsäure angesäuertem Wasser aufgekocht und schließlich bis zu neutraler Reaktion des abfließenden Wassers nachgewaschen. Zur Verwendung

[1] v. Kapff: Textil-Ztg. 1900, S. 462.

[2] Heermann: Die Bestimmung geringer Mengen von Wolle in Baumwollwaren. Mitt. Materialpr.-Amt 1913, S. 176.

[1] Sowohl Einwage als auch der später zu bestimmende Rückstand beziehen sich auf aschenfreien Faserstoff.

Digitized by Google

kam hierbei ein feines 5000 Maschensieb aus Kupfer. Der in einer Porzellanschale vorgetrocknete Rückstand wurde dann in Wägegläschen bei 105 bis 110° bis zur Gewichtskonstanz getrocknet und gewogen. Bei dieser Methode ging Wolle restlos in Lösung, aber auch von der Baumwolle wurden 4,2, von der Jute 16,3, vom Holzzellstoff 4,9 und vom Holzschliff 4,7% Gewichtsanteile gelöst. Die erhaltenen Werte sind Mittel aus je 2 Bestimmungen. — Beim Schwefelsäureverfahren nach Heermann wird 80proz. H_2SO_4 (60,9° Bé) verwandt. Um einen gleichmäßigen Angriff des Lösungsmittels zu erreichen, wurden auch schon die einzelnen Rohstoffe in 500 ccm Glaskolben mit Wasser aufgekocht und durch Schütteln in einen Faserbrei verwandelt. Nach dem Abscheiden des Wassers auf einem 5000 Maschen-Kupfersieb wurde der Stoff zur Erhöhung der Benetzbarkeit, wie schon Heermann vorschlägt, mit 96proz. Alkohol, und zwar kalt durchgeschüttelt, der Alkohol gelinde abgedrückt und das noch feuchte Material unter Benutzung von Literflaschen mit eingeschliffenem Glasstopfen in 300 ccm einer 80proz. H_2SO_4 eingetragen. Nachdem der eingetragene Stoff während der ersten Stunde mit Ruhepausen kräftig geschüttelt worden war, brauchte das Schütteln in den darauffolgenden Stunden nur etwa alle 15 bis 20 Min. einmal zu erfolgen. Nach insgesamt 3 St. wurde das Lösungsgemisch in einer großen Porzellanschale mit 1 l Wasser verdünnt und durch ein Kupfersieb filtriert (5000 Maschensieb). Die auf dem Sieb gesammelte Wolle wurde mit schwach alkalischem und reinem dest. Wasser so lange gewaschen, bis der Stoff neutral reagierte. Nach der Vortrocknung auf dem Sieb wurde die Wolle bis zur Konstanz getrocknet und gewogen. Bei dieser Behandlung wurde eine Gewichtszunahme der Wolle von 0,04% erhalten, Baumwolle wurde bis auf unwägbare Spuren gelöst, Jute enthielt 0,8% unlösliche Bestandteile, Holzzellstoff 0,1% und Holzschliff 12,1%. Diese Zahlen sind günstiger als die beim Natronverfahren (S. 23) erhaltenen. Die bei der Wolle festgestellte geringe Gewichtszunahme einerseits und die geringen unlöslichen Rückstände der einzelnen Rohstoffe anderseits können mit Ausnahme des Holzschliffrückstandes vernachlässigt werden. Da für die obengenannten Pappen ein direkter Holzschliffzusatz verboten ist, kann nur mit dem Vorhandensein geringer Holzschliffmengen gerechnet werden. Wie aus den nachstehenden Versuchen mit Pappe hervorgeht, scheint sich auch die Löslichkeit des Holzschliffes zu erhöhen, wenn er in feiner Verteilung mit anderen Fasern gemischt ist.

Nach dem Natronlauge- und Schwefelsäureverfahren wurden weiterhin vergleichende Bestimmungen an Pappen ausgeführt, die im Amt nach bestimmtem Mischungsverhältnis hergestellt wurden, so daß ihre Stoffzusammensetzung genau bekannt war. Die Ergebnisse gibt die nachstehende Tabelle wieder:

Lfd. Nr.	Pappen-Stoffeintrag	Wollgehalt in % * ermittelt nach dem		Abweichung des ermittelten Wollgehaltes vom Sollwert in %	
		Natron-verfahren	Schwefelsäure-verfahren	Natron-verfahren	Schwefelsäure-verfahren
1	5% Wolle 65% Baumwolle 30% Jute	12,2	4,8	+7,2	—0,2
2	15% Wolle 55% Baumwolle 30% Jute	20,2	14,5	+5,2	—0,5
3	35% Wolle 35% Baumwolle 30% Jute	41,2	35,1	+6,2	+0,1
4	15% Wolle 30% Jute 25% Baumwolle 15% Holzzellstoff 15% Holzschliff	23,9	15,0	+8,9	±0

* Die angegebenen Werte sind Mittel aus je 2 Bestimmungen.

Wie die Tabelle zeigt, wurden bei den untersuchten Pappen beim Schwefelsäureverfahren Abweichungen des ermittelten Wollgehaltes vom Sollwert bis 0,5%, beim Natronlaugeverfahren hingegen bis 8,9% gefunden. Daraus geht hervor, daß das Schwefelsäureverfahren dem Natronverfahren an Genauigkeit erheblich überlegen ist.

In Roh- und Wollfilzpappen ist Seide und Kunstseide eine Seltenheit, immerhin ist damit zu rechnen, daß in dem Textilabfall, der zur Herstellung von Pappen verwandt wird, die genannten Fasern auch auftreten können, es wurde deshalb an verschiedenen Proben die Löslichkeit in 80proz. H_2SO_4 bestimmt. Sowohl gewöhnliche Naturseide, als auch Kunstseide (Viskose-, Nitro-, Kupfer- und Azetatseide) lösen sich bei der angewandten Schwefelsäurebehandlung vollkommen. Nur Tussahseide hinterläßt einen Rückstand von etwa 10%. Da diese Seide in der Textilindustrie nur selten verwandt wird, ist mit ihrem Auftreten in Pappen kaum zu rechnen. Aus dem Gesagten geht hervor, daß auch bei Gegenwart von Seide die Genauigkeit der Wollgehaltsbestimmung mittels des Schwefelsäureverfahrens nicht beeinträchtigt wird. Bei der Ausführung der Versuche wurde ich von Herrn stud. ing. H. Lange unterstützt.

Über den Einfluß der Luftfeuchtigkeit auf die Eigenschaften der Faserstoffe und über Messung der Luftfeuchtigkeit.

Von **G. Herzog.**

Sind Materialien hygroskopisch, d. h. ändert sich ihr Feuchtigkeitsgehalt gemäß dem der umgebenden Luft, so tritt bei manchen von ihnen auch eine Änderung wichtiger Materialeigenschaften ein. Für die wirtschaftliche Lagerung, vor allem auch für die Verarbeitung hygroskopischer Materialien ist demnach Kenntnis der jeweils herrschenden Luftfeuchtigkeit nötig, um diese in den Lager- und Betriebsräumen entsprechend regeln zu können.

Die Luftfeuchtigkeit wiederum ist von der Witterung abhängig, sie schwankt daher; in den Arbeitsräumen

Digitized by Google

soll dagegen eine möglichst gleichbleibende Feuchtigkeit herrschen. Deshalb ist es nötig, Einrichtungen zu treffen, die eine Regelung der Raumfeuchtigkeit ermöglichen. Bei diesen Einrichtungen, deren es eine große Zahl verschiedener Systeme gibt, handelt es sich fast stets um Erhöhung der Raumfeuchtigkeit, also um Zuführung von Feuchtigkeit, da die herrschende Luftfeuchtigkeit fast immer niedriger ist, als die für die Arbeitsverfahren erwünschte. Die einfachsten und gebräuchlichsten Apparate wirken so, daß kaltes Wasser durch geeignete Düsen, evtl. unter Druck, in feinster, nebelartiger Verteilung in den Raum geblasen wird. Andere Systeme verbinden mit der Befeuchtung gleichzeitig die hygienisch wichtige Erneuerung der Raumluft, indem die verbrauchte Luft abgeführt und befeuchtete Frischluft eingeführt wird.

Von besonderem Einfluß ist bekanntlich die Luftfeuchtigkeit auf die Eigenschaften der Faserstoffe, die sämtlich stark hygroskopisch sind. Man hat erkannt, daß ihre Verarbeitung am leichtesten und rationellsten bei ziemlich hoher Luftfeuchtigkeit vonstatten geht. Die Feuchtigkeit, die sich z. B. für die Verspinnung der Faserstoffe als zweckmäßig erwiesen hat, liegt bei den pflanzlichen Faserstoffen zwischen 65 und 80%, bei den tierischen zwischen 75 und 85%. Eine etwas niedrigere Feuchtigkeit bei der Verarbeitung verlangt nur Kunstseide, die dazu neigt, bei den genannten Sätzen bei Zugbeanspruchungen unter Umständen schon plastische Formänderungen zu erleiden, die sich in der fertigen Ware als optische Erscheinungen (Glanz u. a.) unangenehm bemerkbar machen können.

Als Beispiel für den erheblichen Einfluß der Luftfeuchtigkeit auf das Gewicht, d. h. die Garnnummer, mag angeführt werden, daß ein Baumwollgarn, welches bei mittlerer Luftfeuchtigkeit gerade Nr. 40 aufweist, an trockenen Tagen rd. Nr. 41, an feuchten Tagen dagegen rd. Nr. 39 zeigt. Das sind allein 5% Differenz in der Nummer infolge Änderung der Luftfeuchtigkeit. Nach dem Deutschen Baumwollgarnkontrakt darf die zulässige Nummerabweichung, in der die gesamten Fabrikationsschwankungen enthalten sind, bei Garn der angegebenen Nummer nicht mehr als 6% nach oben und unten betragen. Diese Toleranz würde im vorliegenden Beispiel u. a. also schon fast ganz durch Unterschiede im Feuchtigkeitsgehalt in Anspruch genommen werden.

Grundlegend für unsere Kenntnis der Hygroskopizität der Faserstoffe sind vor allem die wertvollen Untersuchungen von E. Müller[1]. Dieser hat auf Grund sehr eingehender Untersuchungen des Verhaltens der wichtigsten Faserstoffe eine Formel aufgestellt, die den Feuchtigkeitsgehalt der Faserstoffe für jede beliebige Luftfeuchtigkeit zu berechnen gestattet. Die auf Grund dieser Formel berechneten Zahlen für den Feuchtigkeitsgehalt zeigen gegenüber den durch Trocknung ermittelten Werten nur die praktisch unerheblichen Abweichungen von maximal 0,1 bis 0,2% absolut.

Etwas später hat Pfuhl[2] die entsprechenden Verhältnisse auch für Jute näher untersucht. In neuerer Zeit hat Hönig[1] durch außerordentlich eingehende und sorgfältige Untersuchungen mit einer verbesserten Einrichtung die von Müller angegebenen Beziehungen eingehend nachgeprüft und bestätigt gefunden, ebenso Obermiller[2]. Danach kann mit für die Technik ausreichender Genauigkeit angenommen werden, daß bei allen Faserstoffen innerhalb der Grenzen von 40 bis 70% zwischen Luftfeuchtigkeit und Feuchtigkeitsgehalt der Faser eine geradlinige Beziehung besteht. Die Neigung dieser Geraden ist allerdings bei den verschiedenen Faserstoffen eine verschiedene. Nach den Müllerschen Untersuchungen rangieren die Faserstoffe hinsichtlich der Schnelligkeit ihres Anpassungsvermögens an die jeweilige Luftfeuchtigkeit in absteigender Reihe wie folgt:

Naturseide,
Flachs,
Baumwolle,
Kammzug,
gewaschene Wolle,
ungewaschene Wolle.

Viscose-Kunstseide, die im Amt nach dieser Richtung hin geprüft wurde, zeigte ebenfalls eine sehr schnelle Anpassung an die jeweilige Luftfeuchtigkeit.

Auch die Festigkeit der Fasergebilde ist, wie bereits angedeutet wurde, stark von ihrem Feuchtigkeitsgehalt, d. h. also von der Luftfeuchtigkeit abhängig. Über diese für die Praxis wichtigen Zusammenhänge sind verschiedentlich Untersuchungen angestellt worden. Unter anderem berichtet Turner[3] über Versuche mit Geweben, die teils dem Wetter ausgesetzt waren, teils in ursprünglichem Zustande sich befanden und nach längerem Ausliegen bei verschieden hoher Luftfeuchtigkeit auf ihre Festigkeitseigenschaften hin untersucht worden sind. Dabei ergab sich, daß die bewetterten pflanzlichen Gewebe in sehr viel geringerem Maße auf wechselnde Luftfeuchtigkeit reagierten als die unbewetterten. Auf die Einzelheiten der interessanten Untersuchungen, besonders bei den längere Zeit ausgesetzten Proben, deren Verhalten aus der Einwirkung des Lichtes (Ultrastrahlen) sowie des Wechsels zwischen Befeuchtung (Tau oder Regen) und Trocknen auf die Faserstoffe und die in ihnen enthaltenen Wachs- und Pektinkörper zu erklären ist, kann hier nicht näher eingegangen werden. Über die Einwirkung von Licht und Wetter auf die Faserstoffe sind inzwischen auch im Amt eingehende Untersuchungen angestellt worden[4].

Für die am meisten interessierende Frage der Berechnung von Festigkeit und Dehnung eines Faserstofferzeugnisses für eine andere Luftfeuchtigkeit als diejenige, bei der geprüft wurde, fehlen uns zur Zeit noch genügend sichere Grundlagen. Aus den bisher in der

[1] Über den Wassergehalt der Faserstoffe usw. Civilingenieur 1880.

[2] Die physikalischen Eigenschaften der Jute. Berlin 1888.

[1] Textile Forschung 1918, Nr. 3/5.

[2] Z. angew. Chem. 1926, Nr. 2.

[3] Society of Dyers and Colourists 1920, Nr. 6.

[4] Vgl. den in diesem Heft abgedruckten Bericht von H. Sommer, ferner die Veröffentlichungen von Heermann und Sommer: Über die Einwirkung ultravioletter Strahlen und Farbstoffe und Faserstoffe. Leipz. Monatschr. Textilind. 1924.

Digitized by Google

Literatur[1] bekannt gewordenen Zahlen und den im Amt gewonnenen Werten ergeben sich für den am häufigsten in Betracht kommenden Bereich zwischen 40 und 75% Luftfeuchtigkeit in grober Annäherung die in Abb. 1 graphisch dargestellten Beziehungen für die Abhängigkeit der Festigkeit von der Luftfeuchtigkeit. Zur Umrechnung können die in der folgenden Tabelle angegebenen Faktoren benutzt werden, die in eine für die Praxis unmittelbar brauchbare Form gebracht sind.

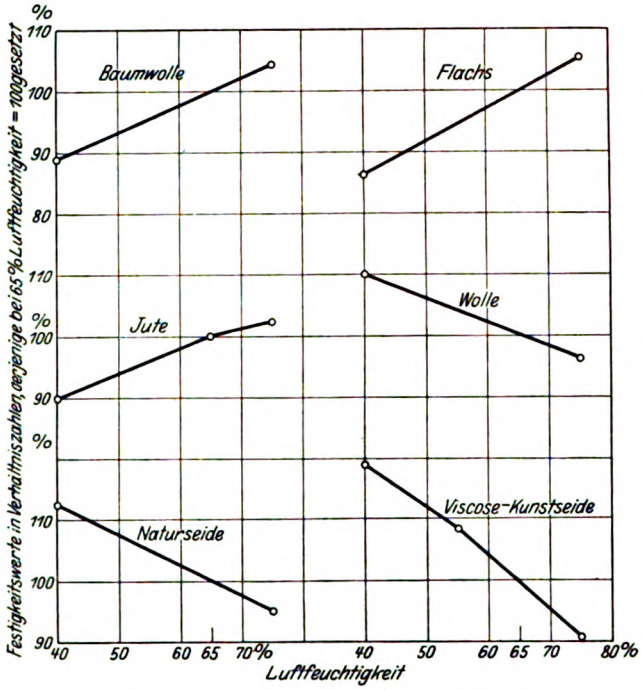


Abb. 1. Abhängigkeit der Zugfestigkeit von der Luftfeuchtigkeit.

Mit ihrer Hilfe ist es möglich, wenigstens die annähernde Größe der für die normale Luftfeuchtigkeit von 65% zu erwartenden Festigkeitsänderung zu bestimmen.

Umrechnungsfaktoren,

mit denen die bei der in Spalte 1 angegebenen Luftfeuchtigkeit erhaltenen Festigkeitswerte zu vervielfachen sind, um die Festigkeit bei 65% Luftfeuchtigkeit zu erhalten.

Luftfeuchtigkeit, bei der geprüft wurde %	Baumwolle	Flachs	Jute	Wolle	Naturseide	Viscose Kunstseide
40	1,123	1,157	1,112	0,909	0,890	0,831
45	1,098	1,122	1,087	0,927	0,910	0,865
50	1,071	1,088	1,063	0,943	0,930	0,890
55	1,047	1,058	1,042	0,962	0,953	0,916
60	1,022	1,030	1,020	0,981	0,975	0,969
65	1,000	1,000	1,000	1,000	1,000	1,000
70	0,978	0,974	0,988	1,020	1,025	1,048
75	0,957	0,948	0,976	1,040	1,052	1,101

Diese Zahlen geben allerdings, wie nochmals betont werden mag, nur einen ungefähren Anhalt für die Größe der zu erwartenden Änderung, da letztere in gewissem Maße auch von der Feinheit der Gespinste, ihrem Drehungsgrad, der Dicke eines Gewebes usw. abhängt. Mercerisierte Baumwolle wird z. B. weniger stark beeinflußt als nicht mercerisierte, rohe weniger als gebleichte. Für Viscose-Seide ist im Amt kürzlich u. a. die Beeinflussung der Festigkeitseigenschaften durch die Luftfeuchtigkeit in dem Bereiche zwischen 5 und 85% eingehend untersucht worden. Es hat sich ergeben, daß bei dieser Probe der Verlauf der Kurve zwischen 35 und 55% praktisch als geradlinig angesehen werden kann; von 55% an beginnt mit weiterer Zunahme der Luftfeuchtigkeit (φ) sich eine Krümmung der Linie bemerkbar zu machen (vgl. Abb. 2). Die als Reißlänge ausgedrückte Zugfestigkeit betrug bei $\varphi = 35\%$ rd. 12,0 km, bei $\varphi = 55\%$ 10,7 km, bei $\varphi = 75\%$ 8,8 km[1].

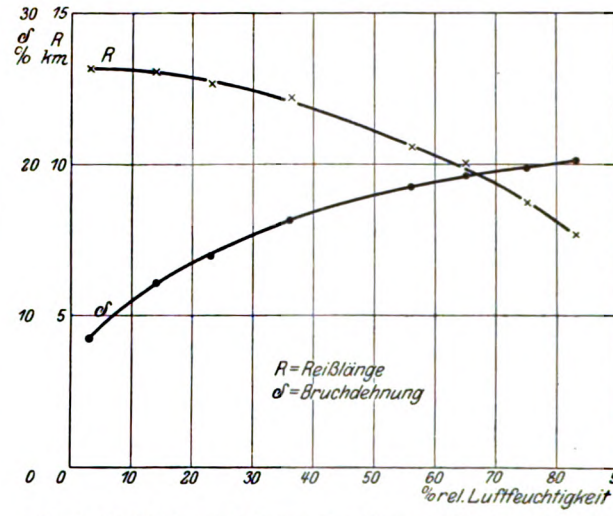


Abb. 2. Festigkeit und Dehnung einer Viscoseseide bei verschiedener Luftfeuchtigkeit.

Für die rationelle Handhabung der Luftfeuchtigkeit ist die ständige Kontrolle der vorhandenen Raumfeuchtigkeit durch Messung unerläßlich, denn Zuführung überschüssiger Luftfeuchtigkeit bedeutet nicht nur unnötigen Kostenaufwand, sondern macht auch den Aufenthalt in den Räumen, besonders im Sommer, schwer erträglich und drückt deshalb die Arbeitsleistung herab.

Die Messung der Luftfeuchtigkeit kann nach verschiedenen Methoden erfolgen. In der Meteorologie mißt man den Druck des in der Luft enthaltenen Wasserdampfes in Millimetern Quecksilbersäule und bezeichnet die jeweilige Spannung des in der Luft in Dampfform enthaltenen Wassers als die herrschende absolute Feuchtigkeit. Die Technik dagegen rechnet mit der einfacheren Angabe der in 1 cbm Luft enthaltenen Wassermenge. Die bei beiden Methoden sich ergebenden Werte sind einander ziemlich gleich. Den jeweiligen Sättigungsgrad der Luft mit Feuchtigkeit bezeichnet man als relative Luftfeuchtigkeit und gibt ihn in Prozenten der völligen Sättigung (diese = 100%) bei der betr. Temperatur an. Die Feuchtigkeitsmesser ermöglichen uns, die relative Luftfeuchtigkeit zu bestimmen; ihre Angaben bilden die notwendige Grundlage für die künstliche Regelung der Luftfeuchtigkeit.

Anfangs bediente man sich zur Messung oder, wie man für damalige Zeiten besser sagen müßte, zur Anzeige

[1] Vgl. die Arbeiten von Willkomm, Barwick (mitgeteilt von Marschik), Turner, Tiltmann und Porrit, [illegible], Schmidt-Karger u. a.

[1] King und Johnson (Dyers a. Col. 11, 1928) fanden für Viscose etwas größere Abweichungen in dem von ihnen geprüften Bereich von 58% aufwärts.

Digitized by Google

der Luftfeuchtigkeit, unzureichender Mittel; erst nach besserer Erkenntnis der Zusammenhänge hat man Instrumente erfunden, die eine genauere Feststellung der Luftfeuchtigkeit ermöglichen. Man kann hierbei zwei Hauptgruppen unterscheiden. Bei der einen benutzt man die zuerst von Gay-Lussac beobachtete Eigenschaft gewisser hornartiger Körper, ihre Länge gemäß der Änderung der herrschenden Luftfeuchtigkeit ebenfalls ständig zu verändern. Als solches Material eignet sich für den gesamten Zweck am besten entfettetes Frauenhaar. Die Instrumente der anderen Gruppe beruhen auf der sog. psychrometrischen Differenz der Anzeige zweier nebeneinander befindlicher Thermometer, von denen die Quecksilberkugel des einen mit einem während des Versuches feucht zu haltenden Mulläppchen umwickelt ist. Da die Verdunstung der Feuchtigkeit des Läppchens Wärme verbraucht, die der unmittelbaren Umgebung der Thermometerkugel entzogen wird, zeigt das feuchtgehaltene Thermometer eine niedrigere Temperatur an, als das trockene, das die Raumwärme angibt. Die Verdunstungsgeschwindigkeit (also auch die Anzeige des feuchten Thermometers) ist aber abhängig von dem Feuchtigkeitsgehalt der Raumluft, deshalb bildet die Differenz in der Anzeige der beiden Thermometer eine sehr genaue Grundlage für die Berechnung der jeweiligen Luftfeuchtigkeit. Diese Berechnungen sind für alle in Betracht kommenden Thermometerunterschiede in dem Tabellenwerk von Jelinek enthalten, aus dem man nach der Anzeige der beiden Thermometer die jeweilige Luftfeuchtigkeit unmittelbar ablesen kann. Das Verfahren selbst ist zuerst von August angegeben und wissenschaftlich begründet worden. Allerdings hat dieser noch nicht Rücksicht darauf genommen, daß die Verdunstungsgeschwindigkeit in erheblichem Maße auch von der Luftbewegung abhängig ist, was später von anderen Forschern durch Versuche nachgewiesen worden ist. Für genaue Messungen ist daher an dem feuchten Thermometer eine Einrichtung zur Erzielung einer gewissen Luftbewegung anzuordnen, wie dies bei dem nach Assmann genannten Aspirationspsychrometer der Fall ist, das als das zweifellos vollkommenste Instrument dieser Art bezeichnet werden kann. Assmann benutzt einen durch ein Uhrwerk getriebenen kleinen Ventilator, der unter Benutzung geeigneter hochpolierter Messingröhren für die Führung der Luft diese mit bestimmter, während der Beobachtungszeit gleichbleibender Geschwindigkeit an der feuchten Quecksilberkugel vorbeisaugt. Bei Benutzung dieser Präzisionsinstrumente, für die empfindliche, geeichte Thermometer erforderlich sind, ist zu beachten, daß letztere während des Versuches nicht irgendwelchen Wärmestrahlungen ausgesetzt sind; sie reagieren z. B. bereits merklich auf die Wärmestrahlung des menschlichen Körpers, weshalb man die Ablesung zweckmäßig durch ein Leseglas unter Fernhaltung der Hand von der Thermometerkugel und möglichst schnell vornehmen muß. Genaue Vorschriften für die Benutzung dieses Instrumentes sind z. B. von dem Preuß. Meteorologischen Institut angegeben worden[1]. Bei Instrumenten, die ohne künstliche Luftbewegung arbeiten, differiert die Anzeige etwas von der des Aspirationspsychrometers, denn die Wärmeentziehung am feuchten Thermometer hängt, wie schon erwähnt, in merklichem Maße von der Luftbewegung ab; nach den Versuchen von Recknagel und Edelmann ändert sich die Psychrometerkonstante am stärksten bei den kleinen Geschwindigkeiten bis zu 0,5 m/Sek. Nach den Untersuchungen von Schubert[1] ist die Verdunstungsgeschwindigkeit bei bewegter Luft etwa fünfmal so groß als bei ruhiger.

Da die Psychrometerinstrumente nicht unmittelbar die Luftfeuchtigkeit abzulesen gestatten, haben sich in der Praxis mehr die Haarhygrometer, die diesen Nachteil nicht besitzen, eingebürgert. Die ersten Instrumente dieser Art stammen von Saussure, sie sind später von Koppe verbessert worden. Bei dieser Konstruktion ist ein einzelnes entfettetes Menschenhaar von etwa 20 cm Länge in einem Rahmen senkrecht so angeordnet, daß das obere Ende fest, das untere, mit einem kleinen Gewicht beschwerte, um eine wagerecht gelagerte, leicht drehbare Welle gelegt ist, auf der weiterhin ein Zeiger befestigt ist. Gemäß der jeweiligen Luftfeuchtigkeit längt oder verkürzt sich das Haar und dreht dabei die Welle und den Zeiger. Da die Längenänderungen des Haares bei verschiedener Luftfeuchtigkeit jedoch nicht die gleichen sind, ist die Auffindung einer Teilung, die bei hoher und niedriger Feuchtigkeit einen möglichst geringen Fehler aufweist, schwierig. Pircher[2] hat bei seinen sehr eingehenden Untersuchungen über Haarhygrometer auch diese Frage untersucht und eine Lösung angegeben. In neuester Zeit hat dann Bongards[3] in seinem sehr gründlichen, das ganze Gebiet der Feuchtigkeitsmessung behandelnden Buch dieselbe Frage für die Lambrechtschen Instrumente noch weiter untersucht und eine verbesserte Skalenteilung angegeben. Bei den sehr bewährten Instrumenten Lambrechtscher Konstruktion, neuerdings auch mit frei liegendem Haarbündel, ist die im Laufe der Zeit zu Ungenauigkeit Veranlassung gebende Biegung des Haares um die Welle (wie sie bei den Koppeschen Instrumenten möglich) dadurch vermieden, daß ein Hebelchen als Belastung dient. Gleichzeitig ist in ebenso einfacher wie sinnreicher Weise eine Veränderungsmöglichkeit im Übersetzungsverhältnis von Haar- zu Zeigerbewegung angeordnet, wodurch es möglich ist, bei jedem Instrument die Längenänderungen des betreffenden Haarbündels mit der Skala genau in Einklang zu bringen. Über die Genauigkeit der Anzeige von Haarhygrometern liegen Angaben verschiedener Forscher vor, z. B. Martens[4], Pircher und neuerdings von Griffiths[5]. Letzterer hat die Angaben Pirchers, wonach bei sachgemäßer Behandlung der Instrumente mit einer Abweichung von höchstens 4% gegenüber dem wahren Feuchtigkeitsgehalt zu rechnen ist, bei seinen sich über mehrere Monate erstreckenden, den Bereich von 35 bis 95% umfassenden und mit 2 Instrumenten

[1] Siehe z. B. Bongards: Feuchtigkeitsmessung, S. 162 u. 190. München 1926.

[1] Naturwissensch. 1925, Nr. 23.

[2] Denkschr. d. Akad. d. Wiss., Wien, math.-naturw. Kl. 1901, S. 267.

[3] Siehe a. a. O.

[4] Centralztg. Opt. u. Mech. Bd. 3, S. 181.

[5] Referat in Naturwissensch. 1927, Nr. 23.

Digitized by Google

verschiedener Konstruktion ausgeführten Untersuchungen bestätigt gefunden.

Die Eichung und Kontrolle der Hygrometer, die bei dauerndem Gebrauch wenigstens alle vier Wochen, bei längerer Zeit nicht benutzten Instrumenten vor jeder Ingebrauchnahme erfolgen soll, geschieht am besten durch Vergleich mit einem Präzisionspsychrometer. Das gewöhnlich empfohlene Verfahren, für das die Haarhygrometer meist eingerichtet sind, sie durch Einschieben von Glasscheiben gegen die Außenluft abzuschließen, in dem so geschaffenen Raum durch Einführung eines nassen Mullrähmchens die Luft völlig zu sättigen, und das Instrument dann auf 100% einzustellen, ist, wie später ausgeführt werden wird, nicht ganz einwandfrei. Dasselbe gilt für das bei dem Lambrechtschen Hygrometer geübte Verfahren, das Haarbündel mittels eines einen feinen Nebel erzeugenden Zerstäubers zu befeuchten und darnach auf 95% einzustellen. Allerdings liegen die Verhältnisse bei dem letzteren Instrument etwas günstiger, weil infolge der besseren Justierungsmöglichkeit der Zeigerausschlag geregelt werden kann.

Alle Verfahren, welche die Einstellung bzw. Kontrolle der Instrumente bei der Sättigungsgrenze der Luft vornehmen, sind deswegen nicht einwandfrei, weil die Anzeige vielleicht bei diesem Punkte stimmen mag; hinsichtlich der Richtigkeit der Anzeige bei niedrigeren Sättigungsgraden, die hauptsächlich in Betracht kommen, ist man dabei jedoch auf die Richtigkeit der Skala angewiesen, denn diese Stufen können auf die genannte Weise nicht kontrolliert werden. Zweifel an deren Richtigkeit sind besonders dann angebracht, wenn das Instrument lange Zeit in Benutzung war. Wenn irgend möglich, soll man daher die Kontrolle und Einstellung der Haarhygrometer nach einem Psychrometer vornehmen; man kann dann die Eichung in jedem beliebigen Bereich ausführen, vor allem in dem Bereich, der hauptsächlich gebraucht wird, und kann dann sicher sein, daß die Anzeige stimmt.

Da die Psychrometer aber teuer sind (etwa 200 RM.), kann man die Eichung für einen beliebigen Bereich auch in vereinfachter Form so vornehmen, daß man die Hygrometer einige Stunden in eine luftdicht geschlossene Glasglocke stellt, in der ein ausreichend großes Gefäß mit einer Lösung steht, deren Dampfspannung bekannt ist; hierzu eignen sich z. B. Schwefelsäurelösungen, deren Tensionen genau festgestellt sind (s. z. B. Landolt-Boernstein, Obermiller[1], Mann[2]) oder auch Lösungen bestimmter Salze. Obermiller[3] hat eine hierfür geeignete Vorrichtung angegeben, die von Fues in Steglitz gebaut wird, jedoch ist diese fast ebenso teuer wie ein Psychrometer. Weltzien[4] hat deshalb einen anderen sehr praktischen Weg vorgeschlagen, wie man sich mit viel geringeren Kosten ein relativ genaues Psychrometer schaffen kann. Er nimmt zwei in ein $^1/_5°$ geteilte, geeichte Thermometer, befeuchtet das eine in üblicher Weise durch eine Mullumhüllung und läßt auf dieses den kalten Luftstrom der bekannten Fön-Dusche einwirken. Diese ganze Einrichtung kostet nur 50 RM. Die Anzeigen derselben weichen nach seinen für verschiedene Luftfeuchtigkeiten ausgeführten Untersuchungen nur um rd. 2% von denen eines Assmannschen Aspirationspsychrometers ab.

Verfasser hat das Verfahren nachgeprüft und die Angaben bestätigt gefunden. Es zeigte sich aber eigentümlicherweise, daß die Entfernung des Fönapparates vom feuchten Thermometer eine gewisse Rolle spielt, denn bei 20 cm Abstand ergab sich gegenüber der Anzeige des Assmann-Psychrometers eine Differenz von rd. 2%, bei 30 cm Abstand dagegen nur eine solche von 1%. Ein Umstand kann gelegentlich zu Ungenauigkeiten führen, das ist die nach 8 bis 10 Min. eintretende Erwärmung des kleinen Fönmotors, die sich der ausgestoßenen Luft mitteilt. Diese Erwärmung beträgt 1 bis 2° über Raumtemperatur und bewirkt somit eine falsche Anzeige des feuchten Thermometers. Man muß bei Benutzung der im übrigen recht praktischen Einrichtung also darauf achten, daß die Beobachtung beendet ist, ehe Erwärmung des Föns eintritt. Zweckmäßiger wäre es deshalb, wenn man den Fön seitlich des feuchten Thermometers so anordnen würde, daß die angesaugte, stets Raumtemperatur aufweisende Luft an dem feuchten Thermometer vorbeigeführt würde.

Die bisher besprochenen Hygrometer geben naturgemäß die jeweilige Luftfeuchtigkeit an, sie ändern ihren Stand also fortwährend entsprechend den Schwankungen der Luftfeuchtigkeit des betreffenden Raumes. Um diese Veränderungen über einen längeren Zeitraum beobachten zu können, wäre also eine fortwährende Beobachtung der Instrumente erforderlich. Das ist natürlich sehr lästig, überdies bei Versuchen, die über Nacht dauern, praktisch unmöglich. Man hat daher selbstregistrierende Hygrometer gebaut, die mittels Schreibvorrichtung auf einer durch eine Uhr in Umdrehung versetzten Trommel dauernd die Luftfeuchtigkeit in Gestalt einer Kurve aufzeichnen. Man erhält auf diese Weise einen ständigen Überblick über die Luftfeuchtigkeit während der in Frage kommenden Zeit. Derartige Instrumente sind wichtig als Kontrollapparate in allen den Betrieben, bei denen die Luftfeuchtigkeit eine Rolle spielt, d. h. wo dieselbe im Interesse rationeller Betriebsführung dauernd in bestimmten Grenzen gehalten werden muß. Unentbehrlich sind sie natürlich für alle Prüflaboratorien, weil dort häufig bei Versuchen, die sich über längere Zeit erstrecken, eine genaue Kenntnis der während dieser Zeit herrschenden Luftfeuchtigkeit oder eine Kontrolle hinsichtlich Einhaltung bestimmter Feuchtigkeitsverhältnisse notwendig ist. Bei dem Hygrographen der Firma Lambrecht, die auf die Durchbildung und Verbesserung der selbstregistrierenden Instrumente großen Wert gelegt hat, sind mehrere aufeinander abgestimmte Haarbündel rahmenartig parallel zueinander angeordnet. Ihre Längenänderungen unter der Einwirkung der Luftfeuchtigkeit werden auf diese Weise nicht nur vergleichmäßigt, sondern auch so verstärkt, daß selbst bei sehr kleinen Änderungen die Schreibvorrichtung mit Sicherheit betätigt wird. Auch andere Firmen, z. B. Fuess in

---

[1] Z. angew. Chem. 1925, S. 765; Mell. Textilberichte 1926, S. 71.

[2] Referat Spinner u. Weber 1928, Nr. 5, über Untersuchg. des engl. Forschungsinst. f. Baumwolle.

[3] Seide 1927, Nr. 5.

[4] Ebenda.

Digitized by Google

Steglitz und die jetzt zum Zeiss-Konzern gehörenden Goerzwerke bauen gediegene Hygrographen.

Um einen Einblick zu gewinnen, mit welcher Schnelligkeit die Hygrometer einer Änderung der Luftfeuchtigkeit folgen, hat Verfasser entsprechende Versuche mit einem Polymeter und zwei selbstregistrierenden Instrumenten angestellt. Die Instrumente wurden gleichzeitig zunächst mehrere Stunden in einem Raum mit 65% Feuchtigkeit belassen, dann justiert und genau eingestellt. Hierauf wurden sie in einen Isolierraum gebracht, der eine Feuchtigkeit von 97 bis 98% aufwies. Die zeitliche Anpassung der Instrumentenanzeige ist dargestellt durch die steigende Kurvenschar im oberen Teil der Abb. 3. Man erkennt, daß die beiden Registrierinstrumente etwas langsamer folgen als das Polymeter; sie zeigen auch nach einstündigem Verweilen etwas größere Abweichungen als dieses.

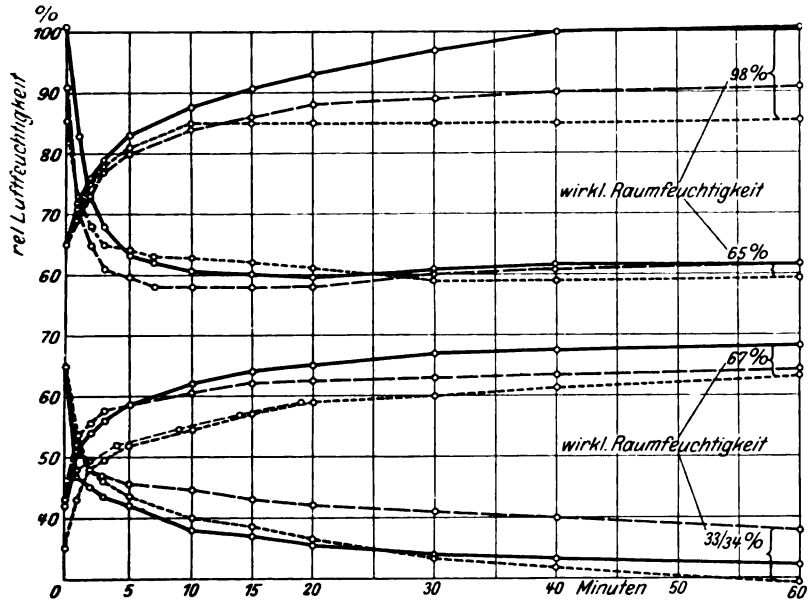


Abb. 3. Schnelligkeit der Anpassung der Anzeige von Hygrometern bei Änderung der Luftfeuchtigkeit.
——— Polymeter, — — — Lambrechts Hygrograph, - - - - Registrierinstrument N. N.

Nach Rückbringen der Instrumente in den normalfeuchten Raum ergaben sich die absteigenden Kurven der oberen Abb. 3. Man sieht, daß die Instrumente bereits nach sehr kurzer Zeit, etwa 3 bis 5 Min., die Raumfeuchtigkeit angenommen haben und daß die Haare, wie für den Fall der Überfeuchtung bekannt, sich zunächst noch weiter verkürzen, um sich nach geraumer Zeit wieder etwas zu längen. Eine dritte und vierte Reihe (Abb. 3, untere Kurven) zeigt die Ergebnisse der Anpassung, ausgehend von normaler Feuchtigkeit an niedrige und von dieser wieder aufsteigend zu normaler Feuchtigkeit. Als Gesamtergebnis findet man, daß das Polymeter fast stets etwas rascher der Änderung der Luftfeuchtigkeit folgt und auch geringere Abweichungen zeigt, als die mitgeprüften beiden Registrierinstrumente; von den beiden letzteren wies der Lambrechtsche Hygrograph eine etwas größere Genauigkeit auf als das andere Registrierinstrument. Bei allen drei Instrumenten erfolgte die Anpassung an die neue Luftfeuchtigkeit innerhalb sehr kurzer Zeit, so daß die Schnelligkeit der Anzeige eine für technische Zwecke durchaus ausreichende ist. Auch Thermometer haben bekanntlich eine gewisse Trägheit der Anzeige bei Temperaturänderungen, so daß auch Psychrometer nicht schneller folgen werden als Haarhygrometer.

In manchen Fällen ist es erwünscht, die Luftfeuchtigkeit an mehreren Stellen eines großen Raumes oder in verschiedenen Räumen zu messen und diese Anzeigen zwecks Kontrolle an einer Stelle, z. B. im Betriebsbüro, zusammenlaufen zu lassen. Diesen Zwecken dienen die Feuchtigkeitsmesser mit Fernanzeige. Die Übertragung der Anzeige der an verschiedenen Stellen herrschenden Luftfeuchtigkeit an die Sammelstelle erfolgt auf elektrischem Wege. Bei dem Instrument von Hartmann und Braun werden an Stelle der üblichen Psychrometer-Thermometer mehrere hintereinander geschaltete Thermoelemente benutzt, deren Kaltlötstellen durch eine feuchtgehaltene Musselinhülle vereinigt sind; die anderen Lötstellen sind der Raumtemperatur ausgesetzt. Infolge Verdunstung des Wassers entsprechend dem Feuchtigkeitsgehalt der Luft wird den feuchten Lötstellen Wärme entzogen, es entsteht demnach zwischen beiden Lötstellengruppen ein Temperaturgefälle, die von vorher bekannte psychrometrische Differenz, durch die ein Thermostrom erzeugt wird. Dessen, einen Maßstab für die psychrometrische Differenz bildende Stärke kann an einem in beliebiger Entfernung angebrachten und mit einer geeichten Skala versehenen Galvanometer abgelesen werden. Schwankt die Raumtemperatur um mehr als $\pm 2\%$, so muß, da die psychrometrische Differenz für dieselbe relative Luftfeuchtigkeit je nach dem Temperaturbereich verschieden groß ist (s. die Jelinekschen Tabellen), gleichzeitig auch die Temperatur gemessen und berücksichtigt werden. Das geschieht durch ein bei den Thermoelementen angeordnetes Widerstandsthermometer. Das Ablesegerät zeigt daher mittels eines Zeigers auf einer Skala die Temperatur an, während ein zweiter, von dem Psychrometer beeinflußter Zeiger vor einer zweiten Skala spielt, die die bekannten Sättigungskurven aufweist. Es ist nun zuerst die Temperatur abzulesen und unter Benutzung dieses Wertes auf der Kurventafel gemäß der Anzeige des Psychrometerzeigers die relative Feuchtigkeit zu entnehmen. Es können beliebig viele, an verschiedenen Stellen des Betriebes vorhandene Meßgeräte durch entsprechende Schalter an eine Ablesevorrichtung geschaltet werden. Bei dem Fernmeßgerät von Siemens & Halske sind zwei durch eine Scheidewand getrennte Quarzglas-Widerstandsthermometer angeordnet, von denen das eine durch eine Musselinehülle feucht gehalten werden kann. Mittels eines vor den Thermometern angebrachten Ventilators werden beide gleichzeitig belüftet und ergeben dann in dem Unterschied ihrer dem Feuchtigkeitsgehalt der Raumluft entsprechenden Anzeige die psychrometrische Differenz. Die beiden Thermometer können durch getrennte Leitungen einzeln an ein Fern-

Digitized by Google

ablesegerät geschaltet werden; die Ablesung der Anzeige des feuchten Thermometers darf erst nach einigen Minuten Laufzeit des Ventilators erfolgen, da es erst dann seinen tiefsten Stand erreicht hat. Aus der gefundenen psychrometrischen Differenz kann die Raumfeuchtigkeit aus den Tabellen entnommen werden. Beliebig viele Thermometerpaare in verschiedenen Räumen können auf diese Weise leicht von einer Stelle aus abgelesen werden.

Das in jüngster Zeit bekannt gewordene Instrument von Keiser & Schmidt besitzt Thermoelemente, die sich in porösen Tonröhrchen befinden und durch diese an Stelle der sonst angewendeten Musselinehülle befeuchtet werden. Infolgedessen können die Instrumente auch bei Temperaturen über 150° verwendet werden, was bei den anderen ausgeschlossen ist; zu befürchten ist allerdings, daß die Anpassung der von den Tonröhrchen eingeschlossenen Thermoelemente an Änderungen der Raumtemperatur langsamer erfolgen wird, als bei frei liegenden Elementen.

Die Wirkung atmosphärischer Einflüsse auf Faserstoffe[1].

Von **H. Sommer.**

In Anbetracht ihrer großen wirtschaftlichen Bedeutung ist die Frage der Wirkung der atmosphärischen Einflüsse auf Faserstoffe in den letzten Jahren von verschiedenen Seiten zum Gegenstand von Untersuchungen gemacht worden. Auch im Staatlichen Materialprüfungsamt sind seit längerer Zeit eingehende Untersuchungen in dieser Richtung vorgenommen worden. Über die Wirkung der ultravioletten Strahlen, die hauptsächlich für die beim Bewettern von Faserstoffen eintretenden Zerstörungen verantwortlich zu machen sind, auf die Festigkeitseigenschaften der Faserstoffe ist bereits vor einiger Zeit eine Mitteilung des Amts[2] erschienen. Weitere Versuche sind im Amt darüber angestellt worden, wie sich die atmosphärischen Einflüsse an Geweben auswirken. Über die bei diesen Versuchen gemachten Beobachtungen soll im nachfolgenden berichtet werden.

Die Bewetterungsversuche wurden in folgender Weise vorgenommen. Gewebeproben der weiter unten näher beschriebenen Art, hauptsächlich Wollstoffe, daneben einige Seidenstoffe und verschiedene Gewebe aus Pflanzenfasern (Baumwolle, Flachs, Hanf, Jute, Kunstseide), wurden der ungehinderten Einwirkung einer von Rauch und Nebeneinflüssen möglichst freien Atmosphäre ausgesetzt. Die Proben waren zu diesem Zweck auf einem unter 45° geneigten, nach Süden gerichteten Rahmen auf dem Dache der Sternwarte in Neubabelsberg bei Potsdam befestigt, die auf einer die Umgebung um etwa 30 m überragenden Anhöhe liegt. Mit einigen der Proben wurden in gleicher Weise Parallelversuche auf dem Dache des in der Nähe des Bahnhofes Lichterfelde-West gelegenen Amtes vorgenommen; diese Proben waren im Gegensatz zu den vorerwähnten einer durch Ruß und Heizgase der Lokomotiven gelegentlich verunreinigten Atmosphäre ausgesetzt. Im ganzen wurden etwa 50 verschiedene Gewebeproben der Bewetterung, d. h. der vereinigten Einwirkung von Licht, Luft und Wetter unterworfen. Die Beobachtungszeit erstreckte sich über ein Jahr, von Ende Februar 1925 bis Ende Februar 1926; in Zeitabständen von einem Vierteljahr wurden von den Stoffen Proben für die Prüfung auf eingetretene Schädigung entnommen. Über die während der Beobachtungszeit herrschenden Belichtungsverhältnisse, ausgedrückt in Sonnenscheinstunden nach Aufzeichnungen des Preußischen Meteorologischen Instituts in Berlin, gibt Abb. 1 eine Übersicht. Auf die einzelnen

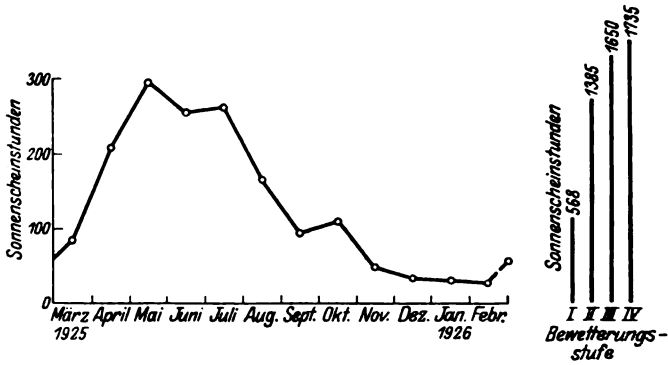


Abb. 1. Abhängigkeit der monatlichen Sonnenscheinstunden von der Jahreszeit, von Ende Februar 1925 bis Ende Februar 1926. (Gültig für Berlin-Dahlem und Neubabelsberg.)

Bewetterungsstufen verteilte sich die Zahl der Sonnenscheinstunden wie folgt:

	Beobachtungszeit	Zahl der Sonnenscheinstunden (f. Neubabelsberg und Dahlem)
1. Vierteljahr	21. 2. 25 bis 25. 5. 25	568
2. „	26. 5. 25 „ 27. 8. 25	817
3. „	28. 8. 25 „ 28. 11. 25	265
4. „	29. 11. 25 „ 26. 2. 26	85

somit für

	I 21. 2. 25 bis 25. 5. 25	insgesamt	568
Bewetterungs-	II 21. 2. 25 „ 27. 8. 25	„	1385
stufe	III 21. 2. 25 „ 28. 11. 25	„	1650
	IV 21. 2. 25 „ 26. 2. 26	„	1735

Die relativ stärkste Einwirkung atmosphärischer Einflüsse, sofern diese hauptsächlich vom Sonnenlicht abhängig ist, dürfte demnach, der größten Zahl der Sonnenscheinstunden und zugleich der in dieser Zeit größten Intensität des Sonnenlichts entsprechend, im 2. Vierteljahr der Bewetterungsdauer stattgefunden haben, die geringste Einwirkung im letzten Vierteljahr.

Die Untersuchung der bewetterten Proben erstreckte sich im allgemeinen auf die eingetretenen Veränderungen im Aussehen, im Gewicht, in den chemischen Eigenschaften und in der Festigkeit. Zur Ermittlung der Gewichtsänderung wurde zunächst nach mehrstündigem Ausliegen bei 65% rel. Luftfeuchtigkeit das Quadratmetergewicht der Proben bestimmt; infolge der beim Bewettern bei allen Proben mehr oder weniger eingetretenen Schrumpfung mußten diese Werte nach

[1] Original: Leipz. Monatschr. f. Textilind. 1927, Nr. 1/4.

[2] Heermann und Sommer: Leipz. Monatschr. f. Textilind. 1925, H. 5/6.

Digitized by Google

Maßgabe der veränderten Fadendichte in Kette und Schuß auf den Ursprungszustand umgerechnet werden. Die umgerechneten Werte sind als „reduziertes Quadratmetergewicht" in den nachfolgenden Tabellen eingetragen und zur Berechnung der Gewichtsänderung benutzt worden. Die Festigkeitsprüfung, die sich bei den vorliegenden Untersuchungen als der brauchbarste Maßstab für die Beurteilung der Größe der eingetretenen Schädigung erwiesen hat, wurde bei sämtlichen Gewebeproben nach mehrstündigem Ausliegen bei 65% rel. Luftfeuchtigkeit auf einem Schopperschen Festigkeitsprüfer mit einer freien Einspannlänge von 100 mm ausgeführt. Die Streifenbreite betrug bei dem der Witterung nicht ausgesetzten Material (Ursprungszustand) 30 mm, die Streifen der bewetterten sowie derjenigen der einer besonderen Vorbehandlung unterzogenen Proben des gleichen Ursprungsmaterials wurden auf eine den Rohstreifen gleiche Fadenzahl gebracht, um direkt vergleichbare Werte zu erhalten. Um die eingetretenen Festigkeitsverluste bei den einzelnen Bewetterungsstufen der verschiedenen Gewebeproben noch bequemer untereinander vergleichen zu können, sind die ermittelten Festigkeitswerte auf die gleich 100 gesetzte Ursprungsfestigkeit bezogen und die so erhaltenen Verhältniszahlen in den nachfolgenden Tabellen in Klammern angegeben worden.

1. Wollstoffe.

Die ersten Beobachtungen über den Einfluß des Sonnenlichts auf Wolle hinsichtlich ihres färberischen Verhaltens hat bereits Loebner[1] gemacht. Viel später erst konnte Saurer[2] mit Hilfe der Bestimmung des Stickstoffs der in verdünnter Kalilauge löslichen Wollsubstanz nachweisen, daß unter Glas belichtete Wolle eine Zunahme des „löslichen Stickstoffs" aufweist, und daß bei gefärbten Wollen die Färbung einen hemmenden Einfluß auf die Wirkung des Lichts ausübt.

Aber erst die schon 1916 gemachten und 1919 veröffentlichten sehr interessanten Beobachtungen von Kertesz[3] wiesen auf die tiefgreifenden Veränderungen hin, die Wolltuche durch längere Einwirkung atmosphärischer Einflüsse erleiden. Kertesz hatte an im Felde getragenen Militärröcken beobachtet, daß sie an Stellen, die nicht der mechanischen Einwirkung durch Abscheuern ausgesetzt waren, eine abgeschabte Oberfläche aufwiesen und die Gewebebindung hervortreten ließen. Durch Versuche konnte Kertesz nachweisen, daß für die Entstehung dieses Wollschwundes weder 1. minderwertiges Rohmaterial, noch 2. Schädigungen beim Färben, noch 3. besondere, eine Abnutzung herbeiführende Umstände im Felde, z. B. Einwirkung von Gasen oder Dünsten, noch 4. alkalisches Dämpfen beim Desinfizieren in Betracht kamen. Vielmehr fand er, daß die gleichen Erscheinungen — Verlust der feinen Rauhhaare, abgeschabte Oberfläche, deutliches Hervortreten der Gewebebindung — bei allen Wollgeweben eintritt, wenn sie einer mehrmonatigen Einwirkung von Licht und Wetter ausgesetzt werden. Nach einer Bewetterung von 8 Monaten war z. B. bei einem rohweißen Wollstoff ein Festigkeitsrückgang von 35% zu verzeichnen, als Folgeerscheinung des eingetretenen, durch die Biuretreaktion und das Auftreten einer sauren Reaktion nachweisbaren teilweisen Zerfalls der Wollsubstanz. Die physikalischen Eigenschaften des Tuches spielen hierbei eine gewisse Rolle: je weicher das Tuch im Griff, desto größer die eintretende Schädigung. Eine vorbeugende Wirkung üben Farbstoffe und besonders gewisse Metallsalze, wie Alaun, Eisensalze und in besonderem Maße Chromsalze, aus. Die letztere Beobachtung ist bereits 1913 von der Firma A. Rechberg in Hersfeld gemacht worden und hat zu einem Vorchromierungsverfahren für küpengefärbte Wolle geführt[1]. Kertesz hat ferner darauf hingewiesen, daß sich belichtete Wolle mit Methylenblau, im essigsauren Bade bei 50° ausgefärbt, stärker anfärbt als unbelichtete, und daß die gleichen Zerstörungen wie beim Exponieren an der Luft bei einem nur wenige Tage dauernden Bestrahlen der Wollstoffe mit einer Quecksilberdampflampe eintreten.

Gegen die Kerteszschen Beobachtungen wandte nun v. Kapff[2] ein, daß — wenn auch die Möglichkeit einer Faserzerstörung durch Lichtstrahlen nicht ganz abzulehnen sei —, eine solche Zerstörung erst durch ein viele Monate langes Aushängen der Stoffe im Freien eintritt, wie es praktisch nie vorkommt, so daß der Verschleiß eines Anzugs durch mechanische Abreibung längst vorher eingetreten wäre. Auch Waentig[3] bezweifelt auf Grund seiner Untersuchungen mit ultravioletten Strahlen, die nach ihm nur eine geringe Faserschwächung hervorbringen sollen, ob es sich bei den Kerteszschen Versuchen um eine rein photochemische Reaktion handelt; zur Erklärung der Kerteszschen Beobachtungen nimmt Waentig eine Beeinflussung der Biegungselastizität der Faser an. Dagegen konnte v. Bergen[4] nachweisen, daß der zerstörende Einfluß des Sonnenlichts auf die Wolle schon am Vließ des Schafes auftritt und sich durch eine chemische Veränderung der Wollspitzen bemerkbar macht. In weiteren sehr interessanten Arbeiten hat v. Bergen[5] insbesondere das färberische Verhalten belichteter Wolle untersucht und gefunden, daß sie sich mit gewissen Farbstoffen tiefer, mit anderen schwächer anfärbt als unbelichtete Wolle; gemessen an der Biuretreaktion ist die Schädigung belichteter naturbrauner Haare geringer als bei weißer Wolle, und die Gegenwart von Säuren verstärkt, die von Alkalien schwächt die Sonnenwirkung ab. Auch unter Glas geschützte Wolle wird durch Licht, also auch von Strahlen über 3500 AE, geschädigt. Offenbar ist aber die Wirkung der langwelligen Strahlen eine sehr viel geringere, denn Krais und Biltz[6] fanden bei 100 Sonnenscheinstunden hinter

[1] Loebner: Flecken in Wollwaren.

[2] Saurer: Z. angew. Chem. 1916, S. 424.

[3] Kertesz: Z. angew. Chem. 1919, S. 168; Textile Forsch. 1919, S. 63.

[1] D. R. P. Nr. 286340.

[2] v. Kapff: Färber-Ztg. 1919, S. 273; Melliand Textilber. 1923, S. 183.

[3] Waentig: Textile Forsch. 1921, S. 15; Z. angew. Chem. 1923, S. 357.

[4] v. Bergen: Melliand Textilber. 1923, H. 1/3.

[5] v. Bergen: Melliand Textilber. 1925, H. 10; 1926, H. 5.

[6] Krais und Biltz: Leipz. Monatschr. f. Textilind. 1925, H. 8.

Digitized by Google

Glas belichteten gefärbten Wollhaaren keine Abnahme in der Festigkeit, wohl aber in der Dehnung.

Bei den früher im Materialprüfungsamt vorgenommenen Versuchen[1] wurde ebenfalls gefunden, daß Wollhaare durch ultraviolette Strahlen beträchtlich in der Festigkeit leiden und insbesondere merklich spröde werden. Das Chromieren gewährt gegen Sprödewerden und Festigkeitsrückgang der Wollhaare durch die Belichtung einen gewissen Schutz. Gelegentlich der Untersuchungen über die Einwirkung ultravioletter Strahlen auf Farbstoffsysteme[2] wurden ferner die Kerteszschen Beobachtungen über das Eintreten des Wollschwundes an gefärbten Wollproben bestätigt, worüber Heermann[3] berichtet hat; der Wollschwund wurde erst nach einer Waschbehandlung der bis zu einem halben Jahr im Freien dem Sonnenlicht ausgesetzten Proben deutlich sichtbar, besonders stark bei geküpten Wollwaren. Eine weitere Bestätigung des Wollschwundes durch Lichtwirkung ergab sich bei Versuchen an 5 Wollstoffen, die auf Antrag von Kertesz[4] zur Überprüfung seiner Beobachtungen vorgenommen wurden; das vom Amt hierüber ausgefertigte Gutachten ist von Kertesz[5] bereits an anderer Stelle veröffentlicht worden.

Die neuen, in der eingangs beschriebenen Weise ausgeführten Bewetterungsversuche wurden mit Uniformtuchen, die noch aus der Vorkriegszeit stammten, sowie mit mehreren leichteren rohweißen Wollstoffen, sog. reinwollenem Melton, vorgenommen. Sämtliche Stoffe waren von bester Qualität und bestanden aus gesunder Wolle von etwa 20 bis 25 μ Feinheit. An den feldgrauen Uniformtuchen sollten insbesondere etwaige Unterschiede im Verhalten chrom- und küpengefärbter Wolle untersucht werden, während die rohweißen Stoffe, in verschiedener Weise vorbehandelt, Aufschluß über den Einfluß des Chromierens, der Vorbehandlung mit Säuren und Alkalien sowie der Färbung und Farbtiefe geben sollten.

a) Chrom- und küpengefärbte Wolle, Einfluß des Chromierens. Der besseren Übersicht halber sollen zunächst nur die Ergebnisse besprochen werden, die 4 feldgraue Militärtuche, und zwar 2 chrom- und 2 küpengefärbte, ferner 3 als alizaringefärbt bezeichnete Tuche und 1 reinwollener Melton (rohweiß und chromiert) gezeitigt haben. (Proben Nr. 1—8, 51 bis 53; nähere Beschreibung derselben in Tabelle 1.) Die erste sichtbare Veränderung im Aussehen, eine beginnende Lichtung des Wollflaumes auf der belichteten Seite der Stoffe, war beim rohweißen Melton Nr. 5 und 6 nach 2 bis 3 Monaten, bei den übrigen Proben nach etwa einem halben Jahr zu bemerken. Infolge der Einwirkung der Atmosphäre ist bei den küpengefärbten feldgrauen Militärstoffen Nr. 3 und 4 sowie den Proben Nr. 5 und 6 zunächst eine merkliche Vergilbung, später Grauwerden, bei den chromgefärbten Militärstoffen Nr. 1 und 2 sowie dem chromierten Melton Nr. 8 dagegen eine deutliche Farbtonänderung nach Blau eingetreten, die an der chromierten Wolle offenbar durch Reduktionswirkung des Lichtes entstanden ist. Schon nach einem halben Jahr wies die belichtete Seite von Nr. 5 und 6 fast vollständigen Schwund der Wolldecke auf, nach $^3/_4$jähriger Bewetterung war kein hervorstehendes Wollhaar mehr zu sehen, während die vom Sonnenlicht nicht direkt getroffene Rückseite sich in dieser Zeit nur sehr wenig, bei den übrigen Proben fast gar nicht verändert hat. Bei den Militärtuchen Nr. 1 bis 4, den Tuchen Nr. 51 bis 53 und der chromierten Probe Nr. 8 war dagegen auch nach 1jähriger bzw. $^3/_4$jähriger Belichtung noch immer vereinzelter Wollflaum neben der deutlich hervortretenden Bindung zu sehen. Mit zunehmender Belichtungszeit zeigten sämtliche Proben, je nach dem Grade des eingetretenen Wollschwundes einen merklich härteren Griff, nach Ablauf der gesamten Versuchsdauer waren sie mehr oder weniger hart und brettig geworden. Beim Falten hörte man ein Knistern, hervorgerufen durch das Brechen eines dünnen, leimartigen Überzuges, der sich auf der belichteten Seite gebildet hatte und sich durch Schaben oder durch Waschen mit etwa 35° warmer $^1/_2$proz. Marseiller Seifenlösung leicht entfernen ließ. Nach dem Waschen ist bei allen Proben die Erscheinung des Wollschwundes viel deutlicher zu erkennen als vorher, die Bindung tritt klar hervor, und die Proben fühlen sich wieder weicher an; die Militärtuche zeigen untereinander keine merklichen Unterschiede, von den Proben Nr. 51 bis 53 weist das gelbe Tuch Nr. 53 einen besonders starken Wollschwund auf. Abb. 2 gibt das Aussehen der belichteten und gewaschenen Proben Nr. 5 und 8 wieder und läßt den Unterschied zwischen rohweißer und chromierter Wolle in den einzelnen Belichtungsstufen erkennen.

Der leimartige Überzug ist übrigens schon durch Wasser teilweise entfernbar, besonders die rohweißen Proben Nr. 5 und 6 zeigen ihn nach $^3/_4$jähriger Versuchsdauer in weit geringerem Maße als nach $^1/_2$jähriger, er ist offenbar durch Regen teilweise heruntergewaschen worden. Seine Entstehung verdankt er der Mitwirkung von Nässe beim Belichten, wie sich durch Vergleich mit Belichtungsversuchen ergibt, die im Jahre 1924/25 mit dem gleichen Stoff Nr. 5 — und zwar rohweiß, chromiert und nach verschiedenen Färbeverfahren ausgefärbt — teils unter Glas, teils im Freien, jedoch vor Nässe geschützt, mit einer Versuchsdauer von 9 Monaten vorgenommen wurden. Bei diesen im Freien belichteten Proben war der Wollschwund allmählich, bei den chromierten und gefärbten Proben wesentlich langsamer als bei der rohweißen, eingetreten, ohne daß sich der obenerwähnte leimartige Überzug gezeigt hätte; die chromgefärbten Proben schienen übrigens hierbei etwas lichtwiderstandsfähiger als die küpengefärbten zu sein. Auch beim Bestrahlen mit einer Quecksilberdampflampe tritt der Wollschwund ein, deutlich sichtbar erst nach einem leichten Waschen der belichteten Probe; auch hierbei ist von der Bildung eines leimartigen Überzuges nichts zu bemerken. Offenbar sind es also die Abbauprodukte der durch die Belichtung zerstörten Wolle, die beim

---

[1] Heermann und Sommer: Leipz. Monatschr. f. Textilind. 1925, H. 5/6.

[2] Heermann und Sommer: Leipz. Monatschr. f. Textilind. 1925, H. 3.

[3] Heermann: Leipz. Monatschr. f. Textilind. 1924, S. 313.

[4] Kertesz: Melliand Textilber. 1923, H. 6.

[5] Kertesz: Chem.-Ztg. 1926, S. 661; Melliand Textilber. 1926, H. 11.

Digitized by Google

Bewettern teilweise durch Regen und Tau in Lösung gebracht worden sind, sich über die Oberfläche des Stoffes verteilt und den leimartigen Überzug gebildet haben, in dem unzählige kleine Bruchstücke von Wollhaaren eingebettet sind; letztere sind die dem Einfluß des Lichts besonders stark ausgesetzten Rauhhaare, die

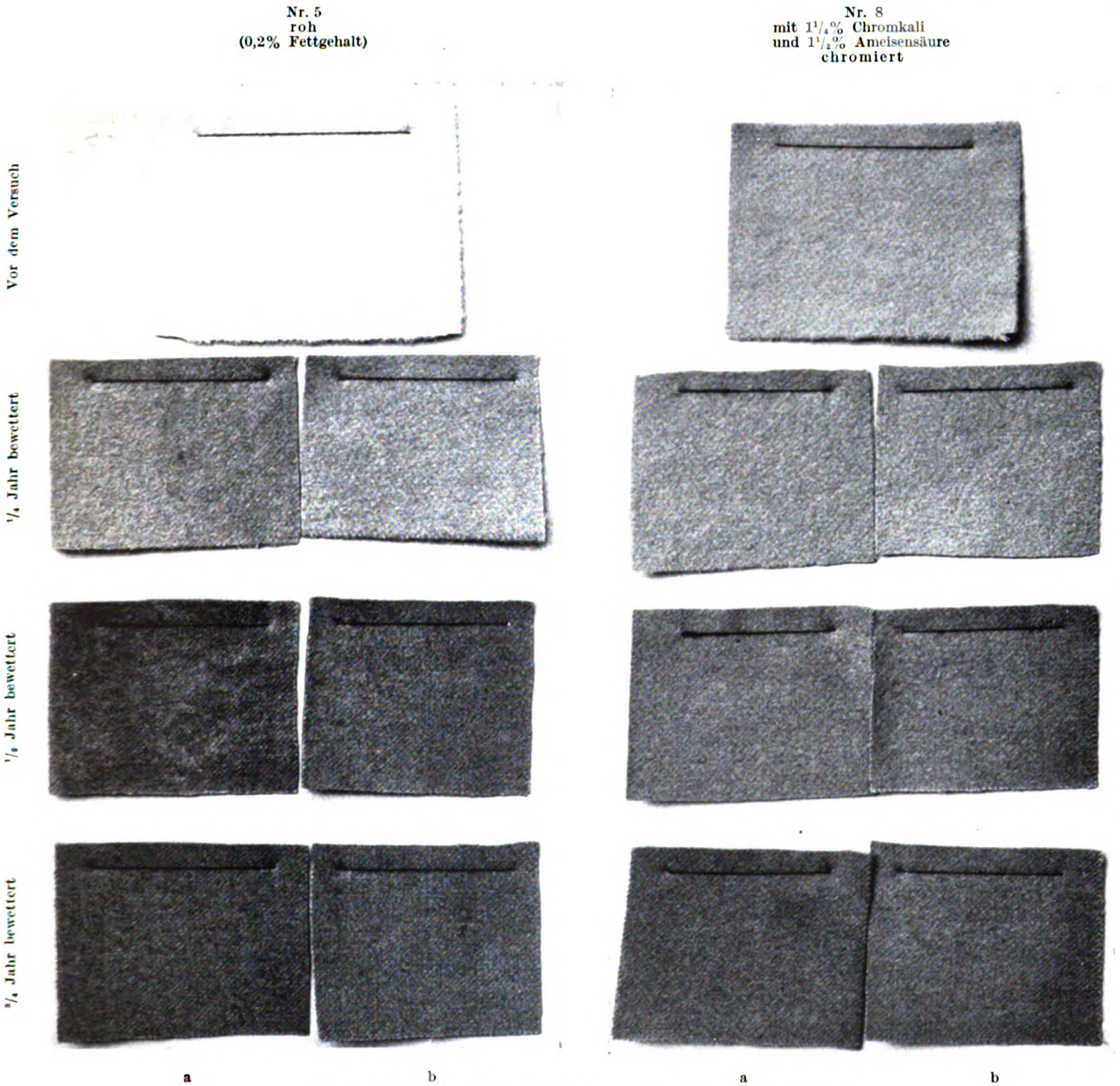


Abb. 2. Wollschwund bei rohem (Nr. 5) und chromiertem Melton (Nr. 8).
a = ungewaschen; b = nach Versuchsabschluß gewaschen.

spröde geworden und durch geringste mechanische Beanspruchung (Wind, Regen) zertrümmert worden sind. Man kann dies leicht durch eine mikroskopische Prüfung des leimartigen Überzuges feststellen (Abb. 3).

Die Ergebnisse der Festigkeitsprüfung, die an den vorher in etwa 35° warmer ½proz. Marseiller Seifenlösung leicht gewaschenen Proben vorgenommen wurde, gehen aus Tabelle 1 hervor. Bei allen Proben ist ein Rückgang der Festigkeit und Dehnung zu verzeichnen, und zwar verläuft die Festigkeitsabnahme bei den sehr dichten Proben Nr. 1 bis 4 annähernd proportional der Zahl der auf die Belichtungszeit entfallenden Sonnenscheinstunden (Abb. 4). Bei den in ihrem technischen Aufbau erheblich weniger dichten Meltonproben ist dagegen zu erkennen, daß im 2. Vierteljahr der Bewetterung, also zur Zeit der größten Intensität der Sonnenstrahlung, die zerstörende Einwirkung relativ am größten ist; dasselbe Verhalten zeigen auch die übrigen untersuchten Meltonproben (Nr. 18 bis 26, Abb. 6 und 7). Der verhältnismäßig geringen Tiefenwirkung der ultravioletten Strahlen des Sonnenlichts entsprechend, ist der Festigkeitsverlust bei den schwereren, also dickeren Militärtuchen geringer als bei den Proben Nr. 5 bis 8, auch kommt hier noch die Schutzwirkung der Farbstoffe hinzu. Die chromgefärbten Stoffe Nr. 1 und 2 haben sich auch hier wieder als etwas widerstandsfähiger erwiesen als die küpengefärbten Nr. 3 und 4; auffallend gut haben sich auch die alizaringefärbten Proben Nr. 51 bis

Digitized by Google

53 ihre Festigkeitseigenschaften erhalten. Die Versuche mit dem reinwollenen Melton zeigen deutlich, daß Fett eine geringe und das Chromieren eine recht bedeutende Schutzwirkung ausübt. Wenn auch durch das Chromieren selbst ein Festigkeitsverlust von 9% eingetreten ist, so wird doch dieser Verlust durch die größere Lichtfestigkeit der chromierten Wolle beim Bewettern sehr bald ausgeglichen, etwa nach 300 Sonnenscheinstunden; Zu erwähnen ist noch, daß bei den bewetterten Wollstoffen mit fortschreitender Zerstörung eine nicht unerhebliche Flächenschrumpfung, zum Teil bis zu 15%, sowie eine außerordentliche Steigerung der Netzfähigkeit eintritt. Infolge der Schrumpfung sind die ermittelten Dehnungswerte — und dies gilt für sämtliche bewetterten Stoffe — zu hoch ausgefallen; berücksichtigt man diesen Umstand, so ist zu erkennen, daß auch

Tabelle 1. Festigkeitseigenschaften bewetterter Wollstoffe (Nr. 1—8 und 51—53).

Versuchs-Nr.	Versuchsort[1]	Versuchsmaterial	Quadratmetergew. bei 65% Luftfeuchtigkeit g	Anzahl der Fäden auf 10 cm		Gewebefestigkeit in der Kettrichtung[3]											
						Ursprungszustand		Zugfestigkeit kg Bewetterungsstufe					Bruchdehnung % Bewetterungsstufe				
				Kette	Schuß	Reißlänge km	f±%[2]	0	I	II	III	IV	0	I	II	III	IV
1	a	Feldgraues Hosentuch, Tuchbindung, chromfarben	503	180	130	1,74	0,33	26,41 (100)	24,95 (94,5)	22,96 (87)	22,68 (86)	22,23 (84)	46,6 (100)	46,7 (100)	41,3 (88,5)	39,7 (85)	39,7 (85)
2	a	Feldgraues Hosentuch, Tuchbindung, chromfarben	530	180	160	1,40	0,82	22,21 (100)	20,10 (90,5)	18,76 (84)	—	18,63 (83,5)	49,4 (100)	49,0 (99)	45,3 (92)	—	43,7 (88,5)
3	a	Feldgraues Hosentuch, Tuchbindung, küpenfarben	525	180	160	1,38	1,00	21,83 (100)	20,05 (92)	17,98 (82,5)	17,90 (82)	16,70 (76,5)	44,0 (100)	45,7 (104)	43,3 (98)	39,7 (90)	38.3 (87)
4	a	Feldgraues Rocktuch, Tuchbindung, küpenfarben	507	188	185	1,50	0,94	22,79 (100)	19,55 (86)	16,81 (74)	16,20 (71)	15,88 (69,5)	43,2 (100)	45,0 (104)	40,0 (92,5)	38,7 (89,5)	36.3 (84)
51	b	Blaues Tuch, Köper $^2/_2$, alizarinfarben	425	168	160	1,74	0,68	21,23 (100)	—	—	19,43 (91,5)	—	26,6 (100)	—	—	29,2 (110)	—
52	b	Grünes Tuch, Tuchbindung, alizarinfarben	498	190	150	1,27	0,70	19,06 (100)	—	—	17,28 (90,5)	—	33,8 (100)	—	—	36,0 (106)	—
53	b	Gelbes Tuch, Tuchbindung, alizarinfarben	432	194	168	1,34	0,18	17,38 (100)	—	—	15,50 (89)	—	40,3 (100)	—	—	41,0 (102)	—
5	a	Reinwollener Melton, Köper $^2/_2$, Kette und Schuß einfaches Garn, rohweiß 0,2% Fett	260	240	230	1,62	1,05	12,62 (100)	10,53 (83)	3,98 (34,5)	3,15 (25)	—	29,6 (100)	30,0 (101)	13,7 (46)	7,7 (26)	—
6	a	derselbe, mit Äther entfettet	—	—	—	—	—	—	—	—	2,80 (22)	—	—	—	—	7,7 (26)	—
7a	a	derselbe, mit 11,8% fettsäurehaltig. Olivenöl präpariert	—	—	—	—	—	—	—	—	4,73 (37,5)	—	—	—	—	14,8 (50)	—
7b	a	derselbe, mit 14,4% rohem Wollfett präpariert	—	—	—	—	—	—	—	—	4,90 (39)	—	—	—	—	16,0 (54)	—
8	a	derselbe mit $1^1/_4$% Chromkali und $1^1/_2$% Ameisensäure chromiert	—	—	—	—	1,61	11,48 (100)	11,40 (99)	8,25 (72)	6,91 (60)	—	32,4 (100)	34,3 (106)	19,7 (61)	16,3 (50,5)	—

praktisch ist während des ersten Vierteljahres (= 568 Sonnenscheinstunden) bei der chromierten Probe (Nr. 8) die Festigkeit die gleiche geblieben, während der Festigkeitsverlust nach $^1/_2$jähriger Bewetterung nur 40% gegenüber 75% bei der rohweißen Probe (Nr. 5) beträgt. bei der chromierten Probe Nr. 8 schon die erste Bewetterungsstufe eine geringe Schädigung hervorgebracht hat, wie überhaupt der Beginn der Zerstörung sich nicht zuerst an der Festigkeit, sondern an einer verringerten Dehnbarkeit bemerkbar macht.

Auch eine merkliche Gewichtsabnahme (Tabelle 2) ist mit fortschreitender Bewetterung festzustellen, und zwar verläuft die Gewichtsabnahme zunächst proportional der Zahl der zur Einwirkung gelangten Sonnenscheinstunden, ist aber in der letzten Hälfte der Versuchsdauer, also einer ausgesprochenen Regenzeit, etwas stärker als in der ersten (Abb. 5). Die Gewichtsverluste geben ebenfalls, besonders bei den Proben Nr. 5 und 8, annähernd dasselbe Bild über die relative Größe der eingetretenen Schädigung wie die Festigkeitsversuche. Die Entstehung des Gewichtsverlustes ist damit zu erklären, daß sich das polypeptidartig aufgebaute Woll-

[1] a: Neubabelsberg, b: Berlin-Dahlem.

[2] Wahrscheinlicher mittlerer Fehler des arithmetischen Mittels.

[3] Mittel aus mindestens je 3 Versuchen, nach Maßgabe des verfügbaren Materials. Freie Einspannlänge 100 mm. Streifenbreite der unbewetterten Proben 30 mm. Die Streifen der bewetterten Proben wurden auf die entsprechend gleiche Fadenzahl gebracht, die Streifen der Proben Nr. 6 bis 8 wurden nach der Fadenzahl der unbewetterten Probe Nr. 5 bemessen. Geprüft wurde bei 65% relativer Luftfeuchtigkeit und 19° C Zimmerwärme. Die in Klammern angegebenen Verhältniszahlen sind auf den gleich 100 gesetzten Wert der betreffenden unbewetterten Probe bezogen.

Digitized by Google

molekül durch Einwirkung des Lichts, vermutlich durch Anwesenheit von Feuchtigkeit begünstigt, in leichtlösliche Peptonkörper, Aminosäuren (darunter Tyrosin, Zystin) usw. aufspaltet, die durch den Regen — unter Zwischenbildung des erwähnten leimartigen Überzuges — teilweise entfernt worden sind.

Die durch die Bewetterung entstandenen Spaltungsprodukte der Wolle sind im wäßrigen Auszug nachweisbar, worauf schon Kertesz hinwies. Da ist zunächst eine saure Reaktion zu beobachten, die teilweise wohl wohl von den Aminosäuren, hauptsächlich aber von Schwefelsäure herrührt, die durch die Oxydation des bei der Spaltung des Wollmoleküles bzw. dessen Abbauprodukt, des Zystins, freigewordenen Schwefels entstanden ist. Je nach dem Grade der eingetretenen Schädigung ist die Menge der entstandenen Schwefelsäure

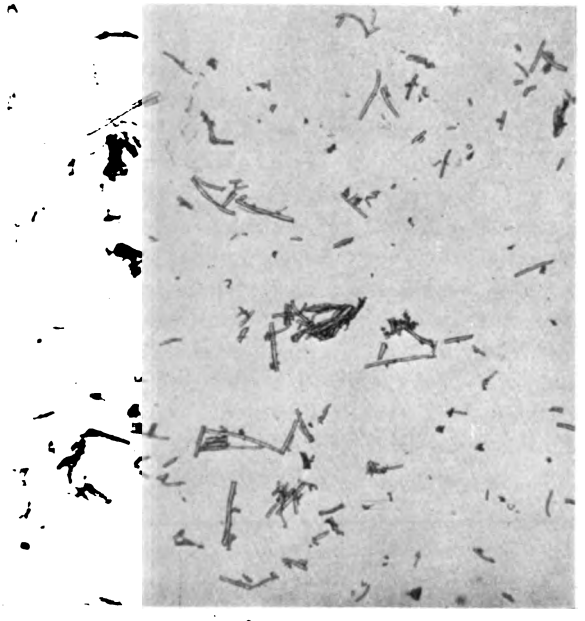


Abb. 3. Bruchstücke von durch Bewetterung spröde gewordenen Wollhaaren.

verschieden (Tabelle 2); sie nimmt mit fortschreitender Belichtung bis zu einem gewissen Grade zu, bei den höheren Bewetterungsstufen ist jedoch infolge der auswaschenden Wirkung des Regens keine merkliche Zunahme mehr vorhanden. Für den Grad der eingetretenen Schädigung ist die gefundene Säuremenge also kein brauchbarer Maßstab, und dies trifft aus gleichem Grunde für die Biuretreaktion (Tabelle 2) zu; immerhin geben die erhaltenen Verhältniswerte einen annähernden Überblick über das Verhalten der einzelnen Proben. Führt man die Biuretreaktion in der von Kertesz angegebenen Form aus, indem man von der mit 1proz. Sodalösung bei 50° in Lösung gebrachten abgebauten Wollsubstanz ausgeht, so bekommt man übrigens bei den höheren Bewetterungsstufen erhebliche Farbtonverschiebungen von Violett nach Rot bis Braun hin, die eine quantitative Auswertung mit der Vergleichswollösung sehr erschweren bzw. unmöglich machen. Diese Farbtonverschiebung erscheint verständlich, wenn man bedenkt, daß das Wollhaar in seinen einzelnen Teilen (Schuppenschicht, Kittsubstanz, Faserschicht) chemisch nicht einheitlich aufgebaut ist; während in der für die kolorimetrische Prüfung hergestellten Vergleichswollösung alle Bausteine der Wolle gleichmäßig vertreten sind, enthält der Sodaauszug der bewetterten Proben je nach deren Zerstörungsgrad zunächst hauptsächlich die Bausteine der Kittsubstanz, dann in zunehmendem Maße die der Faserschicht, die alle verschieden reagieren. Störend sind

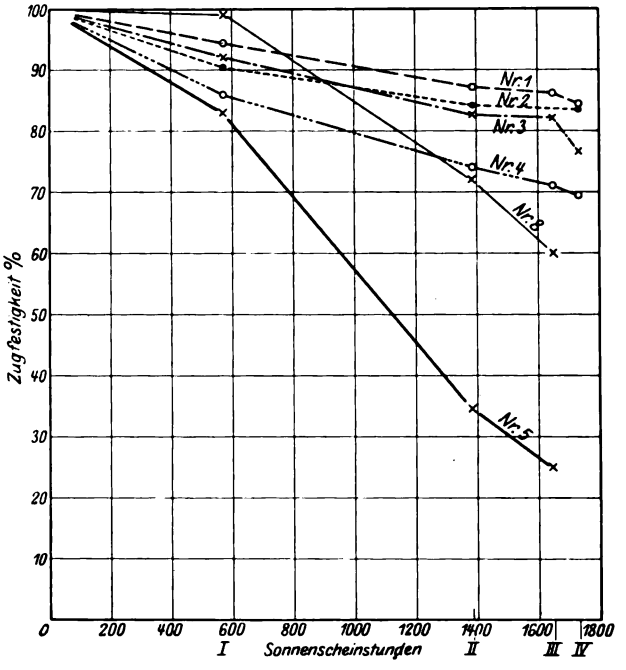


Abb. 4. Festigkeitsabnahme bewetterter Wollstoffe (Nr. 1 bis 8).

offenbar auch die in Lösung gegangenen sulfidischen Bestandteile der Abbauprodukte, des Zystins; beim Ansäuern des Sodaauszuges werden merkliche Mengen Schwefelwasserstoff frei. Zur Vermeidung dieser Nebenreaktion wurde daher die Biuretreaktion, nach dem Vorschlage von v. Bergen, an dem wäßrigen Auszug, gewonnen durch 2stündige Behandlung bei 90 bis 95°, vorgenommen. Die so erhaltenen Werte fallen erheblich niedriger als die nach dem anderen Verfahren erhaltenen aus. Auch auf diesem Wege ist, wenn auch nicht so häufig wie beim Sodaauszug, eine quantitative Auswertung mitunter bei gefärbten Proben nicht möglich, da diese

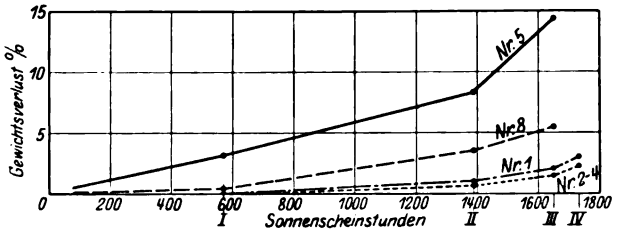


Abb. 5. Gewichtsabnahme bewetterter Wollstoffe (Nr. 1 bis 8).

bei fortgeschrittener Zerstörung Farbstoff an die Lösung abgeben, wodurch die Biuretreaktion verdeckt wird. Ein Mittel zur Ausschaltung des Farbstoffes, das nicht gleichzeitig auch die Stärke der Biuretreaktion verändert hätte, ließ sich bisher nicht ausfindig machen.

Einen Beleg für die auswaschende Wirkung des Regens gibt ein Vergleich mit den Werten, die an den

Digitized by Google

Tabelle 2. Gewichtsverlust und Biuretreaktion bewetterter Wollstoffe (Nr. 1 bis 8 und 51 bis 53).

Versuchsmaterial	Bewetterungsstufe	Reduziertes[1] Quadratmetergewicht bei 65% Luftfeuchtigkeit	Gewichtsverlust durch das Bewettern		Säuregehalt (berechnet als H_2SO_4)	Biuretreaktion[2]: in dest. Wasser lösliche Wollmenge
			auf ein reduz. Quadratmeter	%		
		g	g		%	%
1	0	503	—	—	0,03	0,45
	I	502,5	0,5	0,1	0,05	1,1
	II	498	5,0	1,0	0,07	1,7
	III	493	10,0	2,0	0,09	1,8
	IV	488	15,0	3,0	0,10	1,7
2	0	530	—	—	0,02	0,4
	I	528	2,0	0,4	0,05	1,4
	II	526	4,0	0,8	0,08	1,9
	IV	518,5	11,5	2,2	0,10	2,1
3	0	525	—	—	0,02	0,35
	I	523,5	1,5	0,3	0,07	1,35
	II	522	3,0	0,6	0,10	1,8
	III	518	7,0	1,3	0,12	1,95
	IV	512	13,0	2,5	0,13	1,9
4	0	507	—	—	0,02	0,5
	I	506	1,0	0,2	0,05	1,45
	II	503	4,0	0,8	0,07	1,9
	III	499	8,0	1,6	0,08	1,9
	IV	494,5	12,5	2,5	0,09	2,1
5	0	260	—	—	0,01	0,45
	I	252	8,0	3,1	0,10	3,1
	II	238,5	21,5	8,3	0,18	4,8
	III	222,5	37,5	14,4	0,24	4,0
6	III	217	43,0	16,6	0,26	5,5
7a	III	236	24,0	9,2	—	3,8
7b	III	240	20,0	7,7	0,60	3,6
8	0	260	—	—	0,05	0,6
	I	258	2,0	0,8	0,08	2,1
	II	251	9,0	3,5	0,10	3,0
	III	246	14,0	5,4	0,11	2,8

9 Monate unter 10 mm dickem Glas bzw. im Freien, jedoch vor Nässe geschützt, belichteten Proben des Stoffes Nr. 5 ermittelt wurden:

	Säuregehalt % (als H_2SO_4 berechnet)		Biuretreaktion % (im wässerigen Auszug bei 90/95° lösliche Wollsubstanz)	
	unter Glas	im Freien	unter Glas	im Freien
rohweißer Melton Nr. 5	0,23	0,90	5,0	8,9
derselbe, chromiert .	0,18	0,50	2,5	5,1

Die Werte sind erheblich größer als bei den entsprechenden bewetterten Proben (Tabelle 2); zugleich findet sich hier eine Bestätigung, daß auch Strahlen über 3500 AE auf Wolle zerstörend einwirken, wenn auch nicht so intensiv wie die kurzwelligen. Durch Belichten mit den ultravioletten Strahlen einer Quecksilberdampflampe tritt ebenfalls schon nach kurzer Zeit nachweisbare Schädigung ein, so wurde z. B. bei einem Versuch mit Stoff Nr. 5 gefunden:

[1] Die in üblicher Weise ermittelten Quadratmetergewichte sind nach Maßgabe der bei der Bewetterung eingetretenen Schrumpfung auf den ursprünglichen Zustand reduziert.

[2] Die Zahlen geben an, wieviel Wollsubstanz bei zweistündiger Behandlung mit destilliertem Wasser bei 90 bis 95° in 20facher Flottenmenge in Lösung geht.

Belichtungsstunden	Zugfestigkeit kg (30 mm breite Stufen)	Säuregehalt %	Biuretreaktion % (Sodaauszug b. 50°
0	12,62 (100)	0,01	1,2
1	12,57 (99,5)	0,08	1,4
3	12,52 (99)	0,12	1,8
6	12,27 (97)	0,17	2,5
12	12,07 (95,5)	0,22	4,2

Es wurde auch versucht, den Grad der eingetretenen Schädigung indirekt, durch Ermittlung des restlichen Schwefelgehalts der noch intakt gebliebenen Wolle zu bestimmen. Eine gewogene, zur Entfernung der beim Bewettern entstandenen Abbauprodukte mit 1proz. Sodalösung bei 50° vorbehandelte Probe wurde auf dem Wasserbade in nNaOH in Lösung gebracht, von der auf 100 ccm eingestellten Lösung 5 ccm unter Zusatz von 15 ccm n-NaOH mit 1 ccm 5proz. Bleiazetatlösung versetzt und die intensivbraune Färbung mit solcher in gleicher Weise hergestellten der betr. gesunden Wolle kolorimetrisch verglichen. So wurde z. B. für die Probe Nr. 5 ermittelt, daß nach einer Bewetterungsdauer von einem Vierteljahr etwa 95%, von einem halben Jahr etwa 70% und von dreiviertel Jahr noch etwa 50% intakte Wolle vorhanden waren, also merklich mehr, als man aus den ermittelten Festigkeitswerten schließen könnte, was offenbar auf die schützende Wirkung der gegenseitigen teilweisen Abdeckung der sich kreuzenden Kett- und Schußfäden zurückzuführen ist. Dieses Verfahren wurde jedoch nicht weiter verfolgt, da es sich als ziemlich roh und die Haltbarkeit der Färbung in der Lösung als rasch veränderlich erwies. Nach den bisher gemachten Erfahrungen dürfte die Festigkeitsbestimmung der sicherste Gradmesser für die praktische Auswirkung der eingetretenen Bewetterungsschäden sein.

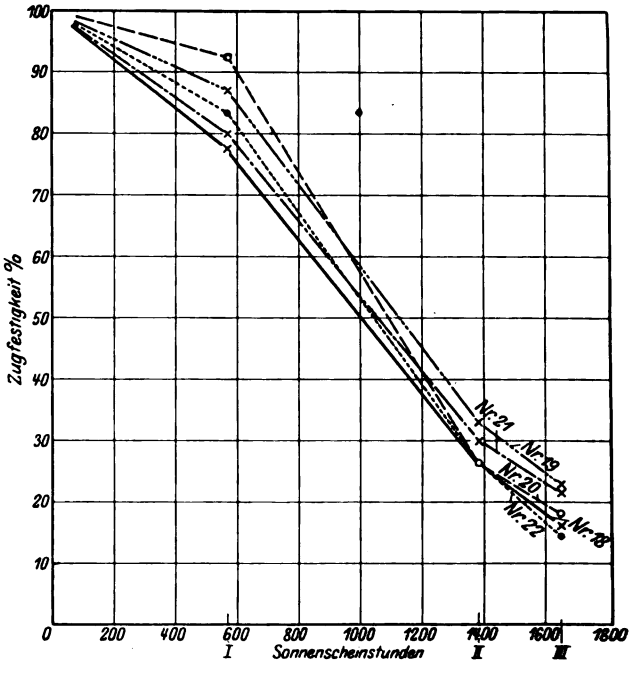


Abb. 6. Festigkeitsabnahme bewetterter Wollstoffe (Nr. 18 bis 22); Einfluß saurer und alkalischer Vorbehandlung.

b) Um den Einfluß von saurer und alkalischer Vorbehandlung kennen zu lernen, wurde ein rohweißer Melton (Nr. 18) einerseits im Ursprungszustand, andererseits nach praktischen Verhältnissen beim Waschen und

Digitized by Google

Tabelle 3. Festigkeitseigenschaften bewetterter Wollstoffe (Nr. 18 bis 26).

	Versuchs-Nr.[1]	Versuchsmaterial	Gewebefestigkeit in der Kettrichtung[3]							
			Ursprungszustand $l \pm \%$[2]	Zugfestigkeit kg				Bruchdehnung %			
				Bewetterungsstufe				Bewetterungsstufe			
				0	I	II	III	0	I	II	III
Einfluß der Vorbehandlung mit Säuren und Alkalien	18	Reinwollener Melton, rohweiß, 0,7% Fett; Köper $^2/_2$, Kette und Schuß gezwirnt; 1 qm = 320 g, R = 2,60 km	0,84	24,94 (100)	19,93 (77,5)	6,63 (26,5)	4,03 (16)	39,3 (100)	30,5 (77,5)	12,0 (30,5)	10,3 (26)
	19	derselbe, mit 4% Schwefelsäure in 20facher Flottenmenge 2 Std. bei 90 bis 95° behandelt, säurefrei gewaschen	1,06	22,06 (100)	19,23 (87)	7,25 (33)	4,96 (22,5)	39,3 (100)	33,0 (84)	16,5 (42)	12,0 (30,5)
	20	derselbe, mit 5% Mars. Seife und 5% kalz. Soda in 20facher Flottengmenge 1 Std. bei 50° behandelt, alkalifrei gewaschen	0,57	22,36 (100)	20,65 (92,5)	5,83 (26)	3,98 (18)	41,2 (100)	31,5 (76,5)	15,0 (36,5)	11,0 (26,5)
	21	derselbe, vorbehandelt wie Nr. 20, nachbehandelt wie Nr. 19	0,47	22,62 (100)	18,13 (80)	6,75 (30)	4,86 (21,5)	41,4 (100)	30,5 (74)	13,0 (31,5)	10,5 (25,5)
	22	derselbe, vorbehandelt wie Nr. 19, nachbehandelt wie Nr. 20	0,37	20,50 (100)	17,11 (83,5)	5,48 (26,5)	3,01 (14,5)	38,8 (100)	30,0 (77)	15,0 (38,5)	10,5 (27)
Einfluß der Färbung	23	derselbe, Indigoausfärbung, Ammoniak-Hydrosulfitküpe (Küpenfarbstoff)	0,59	24,18 (100)	20,58 (85)	11,23 (46,5)	9,87 (41)	40,0 (100)	32,5 (81)	21,5 (54)	16,0 (40)
	24	derselbe, mit $1^1/_4$% Chromkali und $1^1/_2$% Ameisensäure vorgebeizt und mit 2% Anthrazenchromblau F und 3% Essigsäure ausgefärbt (Beizenfarbstoff auf Chromsud)	1,29	23,81 (100)	23,53 (99)	16,46 (69)	15,65 (65,5)	38,4 (100)	38,0 (99)	25,5 (66,5)	23,0 (60)
	25	derselbe, mit 2% Anthrazenblau SWGG extra, 4% Schwefelsäure und 10% Glaubersalz ausgefärbt (Säurefarbstoff)	0,84	25,31 (100)	22,13 (87,5)	11,08 (44)	8,96 (35,5)	39,8 (100)	33,0 (83)	18,0 (45,5)	14,3 (36)
	26 a	derselbe, mit $3^1/_2$% Diaminblau RW und 20% Glaubersalz ausgefärbt (Salzfarbstoff)	0,67	24,13 (100)	18,76 (78)	7,75 (32)	—	40,0 (100)	27,5 (69)	16,0 (40)	—
	26 b	derselbe, ausgefärbt wie Nr. 26a, mit 3% Kupfersulfat nachbehandelt (Salzfarbstoff, nachgekupfert)	—	—	—	13,01 (54)	—	—	—	20,5 (51)	—

Färben entsprechenden Vorbehandlungen mit Schwefelsäure (Nr. 19) und Seife-Soda (Nr. 20) sowie in Kombination beider Behandlungen (Nr. 21, 22) in gleicher Weise bewettert. Der sichtbare Wollschwund trat bei diesen Proben noch etwas rascher ein, als bei der früher beschriebenen Meltonprobe Nr. 5, auch in diesem Falle war, wie überhaupt bei allen Wollstoffen, die Bildung des leimartigen Überzuges zu beobachten; ein Unterschied im Aussehen der bewetterten Proben Nr. 18 bis 22 war nicht zu erkennen. Dagegen ergibt ein Vergleich der Ergebnisse der Festigkeitsprüfung (Tabelle 3, Abb. 6), daß die Säurebehandlung (Nr. 19) den Zerfall in geringem Maße zurückhält, auch wenn eine alkalische Behandlung vorangegangen ist (Nr. 21). Die alkalische Vorbehandlung (Nr. 20) scheint anfangs einen ähnlichen Einfluß auszuüben, zeitigt aber dafür bei längerer Bewetterung einen um so schnelleren Abfall; ebenso hebt sie, wie zu erwarten, den günstigen Einfluß einer vorangegangenen Säurebehandlung (Nr. 22) wieder auf. Dies ist besonders deutlich zu erkennen, wenn man nicht die Verhältniszahlen, sondern die ermittelten Festigkeitswerte direkt miteinander vergleicht. Auch die beim Bewettern eingetretenen Gewichtsverluste (Tabelle 4) weisen auf die zurückhaltende Wirkung der Säure- und die befördernde der alkalischen Behandlung hin, während die Biuretreaktion keine erkennbaren Unterschiede lieferte. In Übereinstimmung mit anderen bekannten Tatsachen gilt also auch für Bewetterungsschäden, daß alkalische Vorbehandlung die Wolle für zerstörende Einflüsse empfänglich macht.

[1] Versuchsort: Berlin-Dahlem.

[2] Wahrscheinlicher mittlerer Fehler des arithmetischen Mittels.

[3] Mittel aus mindestens je 3 Versuchen, nach Maßgabe des verfügbaren Materials. Freie Einspannlänge 100 mm. Streifenbreite der unbewetterten Proben Nr. 18 30 mm, die Streifen aller übrigen Proben wurden auf die entsprechende gleiche Fadenzahl gebracht. Geprüft wurde bei 65% Luftfeuchtigkeit und 19° Zimmerwärme. Die in Klammern angegebenen Verhältniszahlen beziehen sich auf den gleich 100 gesetzten Wert der betreffenden unbewetterten Probe.

Digitized by Google

Festigkeitsabfall und Gewichtsverlust sind bei den verschiedene Erzeugnisse darstellenden rohweißen Meltonproben Nr. 19 und ebenso bei Nr. 34 größer als bei der Probe Nr. 5; neben Herkunft, Sorte und Vorbehandlung der Wolle, die für ihre Lichtempfindlichkeit von Bedeutung sein dürften, ist dies auffallende Verhalten wohl darauf zurückzuführen, daß Probe Nr. 5 in der von Verunreinigungen viel freieren Atmosphäre von Neubabelsberg bewettert wurde, während die Versuche mit den erstgenannten Proben in Berlin-Dahlem ausgeführt wurden. Derselbe Einfluß des Belichtungsortes hat sich auch bei Seide und Pflanzenfasern gezeigt.

Tabelle 4. Gewichtsverlust und Biuretreaktion bewetterter Wollstoffe (Nr. 18 bis 26).

	Versuchs-Nr.	Bewetterungsstufe	Reduziertes[1] Quadratmetergewicht bei 65% Luftfeuchtigkeit	Gewichtsverlust[2] durch das Bewettern: auf ein reduz. Quadratmeter	Gewichtsverlust[2] durch das Bewettern:	Biuretreaktion:[3] in dest. Wasser lösliche Wollmenge
			g	g	%	%
Einfluß der Vorbehandlung mit Säuren und Alkalien	18	0	320,5	—	—	0,1
		I	303,5	17,0	5,3	3,0
		II	275	45,5	14,2	4,9
		III	266	54,5	17,0	4,8
	19	0	—	—	—	0,1
		I	301	19,5	6,1	3,2
		II	283	37,5	11,7	5,2
		III	270	50,5	15,8	5,1
	20	0	—	—	—	0,15
		I	297,5	23,0	7,2	3,2
		II	272	48,5	15,1	5,2
		III	259	61,5	19,2	5,1
	21	0	—	—	—	0,1
		I	299,5	21,0	6,5	3,2
		II	279	41,5	13,0	5,2
		III	269,5	51,0	15,9	5,1
	22	0	—	—	—	0,2
		I	296	24,5	7,6	3,2
		II	270,5	50,0	15,6	5,2
		III	254	66,5	20,7	5,1
Einfluß der Färbung	23	0	—	—	—	0,15
		I	311,5	9,0	2,8	1,4
		II	268,5	34,0	10,6	2,8
		III	281	39,5	12,3	2,5
	24	0	—	—	—	0,2
		I	316	4,5	1,4	0,5
		II	302,5	18,0	5,6	1,3
		III	299	21,5	6,7	1,4
	25	0	—	—	—	0,2
		I	309,5	11,0	3,4	1,2
		II	287	33,5	10,4	2,5
		III	281	39,5	12,3	2,4
	26a	0	—	—	—	0,15
		I	305,5	15,0	4,7	2,2
		II	275,5	45,0	14,0	3,5
	26b	II	290	30,5	9,5	2,4

[1] Die in üblicher Weise ermittelten Quadratmetergewichte sind nach Maßgabe der beim Bewettern eingetretenen Schrumpfung auf den Ursprungszustand reduziert worden.

[2] Die Werte beziehen sich auf das Gewicht der Ursprungsprobe Nr. 18.

[3] Die Zahlen geben an, wieviel Wollsubstanz bei zweistündiger Behandlung der Proben mit destilliertem Wasser bei 90 bis 95° in 20facher Flottenmenge in Lösung geht.

c) Einfluß verschiedener Färbeverfahren. Proben des gleichen Melton Nr. 18, mit Indigo, blauem Beizenfarbstoff auf Chromsud, Säure- und Salzfarbstoff in annähernd gleicher Tiefe ausgefärbt (Tabelle 3), ergaben untereinander merkliche Unterschiede bezüglich des Wollschwundes. Die wenig lichtechte Färbung mit dem Salzfarbstoff (Nr. 26a) war nach 4 Wochen vollständig verblaßt, der Wollschwund trat nur wenig später als bei der Rohprobe Nr. 18 ein. Erheblich günstiger verhielt sich dieselbe Färbung nachgekupfert (Nr. 26b), am besten jedoch die chromfarbene Probe (Nr. 24); doch auch bei dieser war nach halbjähriger Bewetterung der Wollflaum fast vollständig verlorengegangen. Festigkeitsverlust (Tabelle 3, Abb. 7), Biuretreaktion und

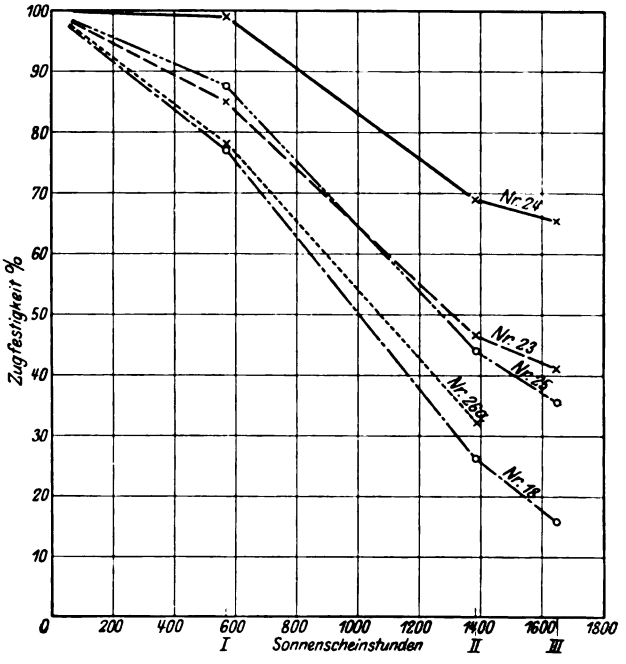


Abb. 7. Festigkeitsabnahme bewetterter Wollstoffe (Nr. 23 bis 26); Einfluß der Färbung.

Gewichtsverlust (Tabelle 4) stehen damit im Einklang; der Farbstoff als solcher übt, je nach seinem Absorptionsvermögen für die schädigenden Strahlen, einen merklichen Schutz aus, der jedoch durch die Schutzwirkung des Chromierens erheblich übertroffen wird. Die Probe Nr. 24 zeigt im wesentlichen das gleiche Verhalten wie der chromierte Melton Nr. 8; charakteristisch ist auch hier, daß im ersten Vierteljahr der Bewetterung praktisch so gut wie keine Festigkeitsabnahme eintritt. Auch die Kupfersulfatbehandlung ist ein, wenn auch nicht im gleichen Maße wie das Chromieren, wirksamer Lichtschutz. Für die Bewetterungsstufe II ergibt sich z. B. ein Lichtschutz für

Nr.	% der Ursprungsfestigkeit
23, Indigo	20
24, Anthrazenchromblau auf Chromsud	42,5 (bez. 5% f. d. Farbstoff)
25, Anthrazenblau SWGG extra	17,5
26a, Diaminblau RW	5,5
26b, dasselbe nachgekupfert . .	27,5

es beträgt demnach der durch die Kupfersulfatbehandlung ausgeübte Schutz 22% gegenüber 37,5% beim Chromieren. Ob die günstige Wirkung des Chroms und

Digitized by Google

des Kupfers nur darauf beruht, daß diese Mittel die schädigenden Strahlen absorbieren, oder ob sie zum Teil mit der Wollsubstanz in Verbindung getreten sind und in dieser Form an den Kittstellen der Schuppen den Eintritt von Feuchtigkeit verhindern, die doch offenbar eine reaktionsbeschleunigende Wirkung ausübt, ist nicht geklärt.

d) Einfluß der Farbtiefe. Offenbar hängt die Schutzwirkung der Farbstoffe auch von ihrer von der Wolle aufgenommenen Menge ab; denn sobald der Farb-

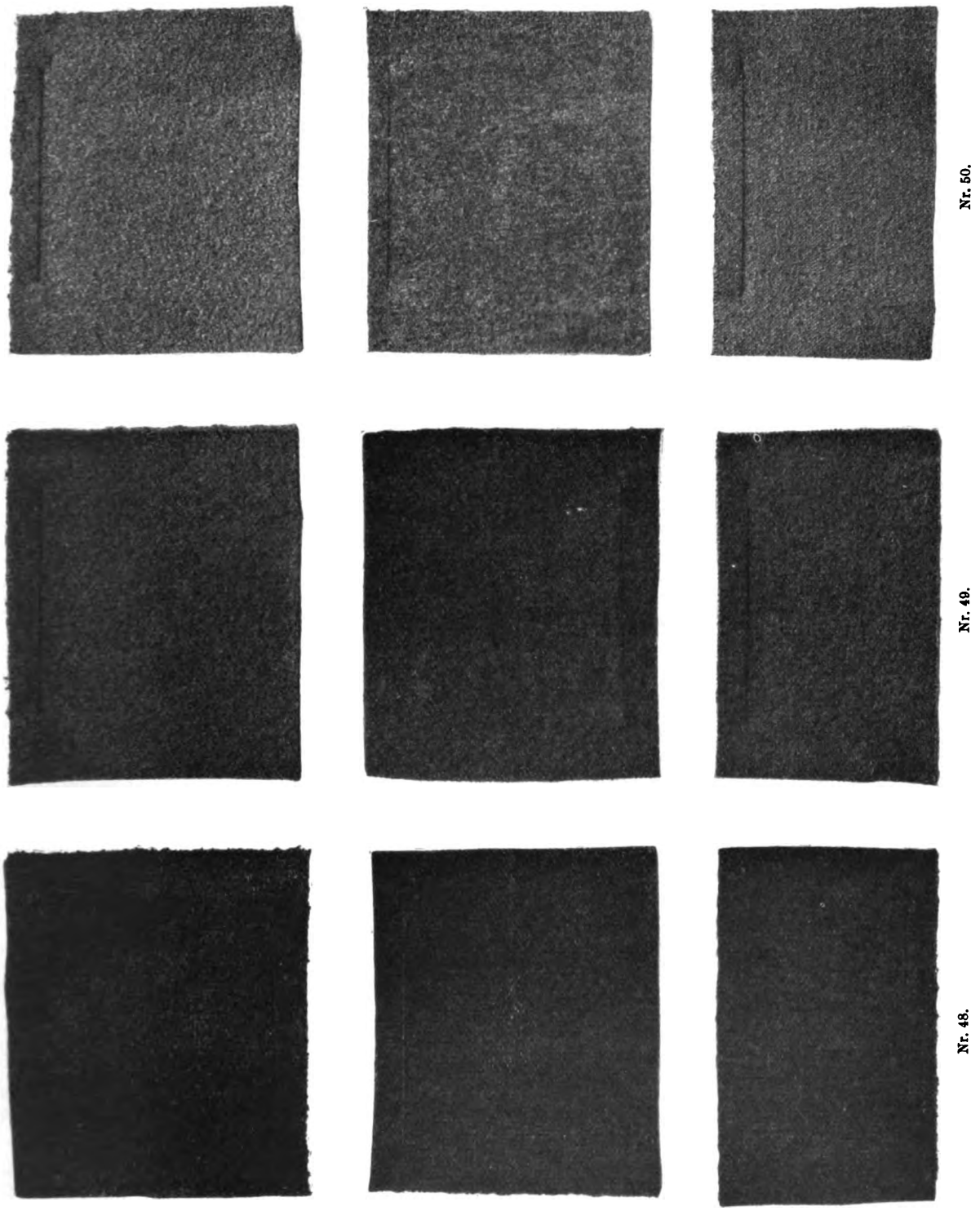


Abb. 8. Einfluß der Farbtiefe bei küpengefärbten Tuchen (Indigo) auf den Wollschwund.

Digitized by Google

stoff durch die Einwirkung des Lichts zerstört ist, kommt der schädigende Einfluß auf das Wollgewebe selbst zur

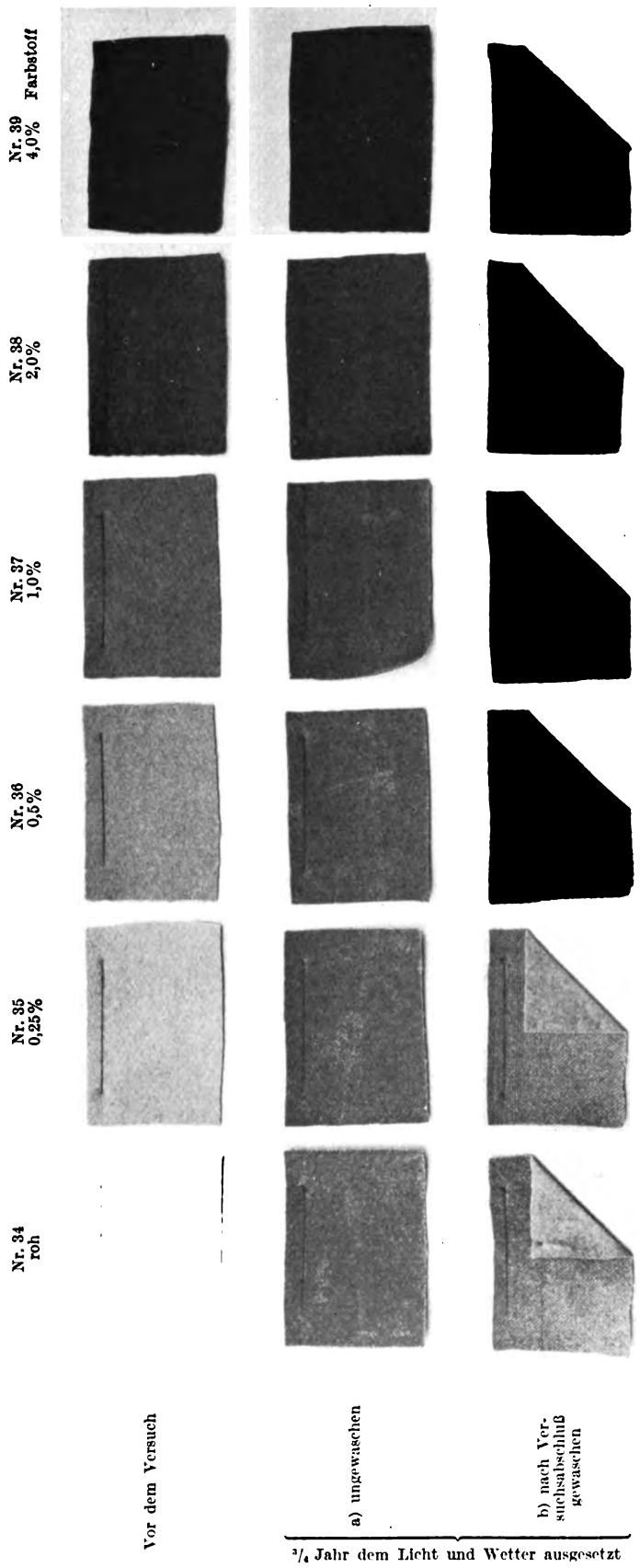


Abb. 9. Einfluß der Farbtiefe auf den Wollschwund bei gefärbtem Melton (Nr. 34 bis 39).

vollen Auswirkung, wie an Probe 26a zu erkennen. Je größer die Farbtiefe, desto größer der Lichtschutz. Dies fand sich durch Versuche mit indigogefärbten Tuchen bestätigt (Nr. 48 bis 50, Tabelle 5). Wollschwund (Abb. 8), Gewichts- und Festigkeitsverlust (Tabelle 5 und 6) sind an den heller eingefärbten Proben erheblich größer als an der Probe Nr. 48.

Als weitere Versuchsreihe dienten Ausfärbungen auf rohweißem Melton (Nr. 34, Tabelle 5) mit einem Säurefarbstoff. Die Ausfärbung wurde in geometrisch fortschreitender Reihe mit 0,25, 0,5, 1,0, 2,0 und 4,0%

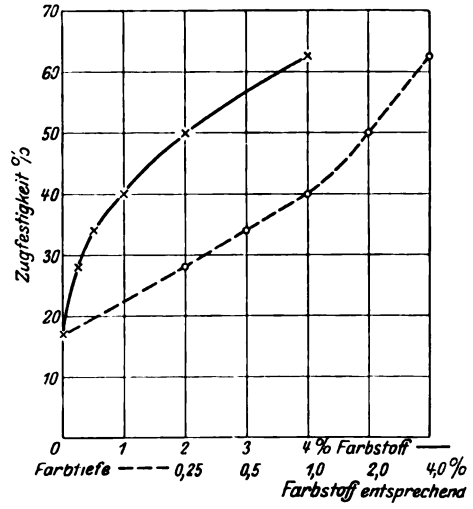


Abb. 10. Festigkeitsabnahme bewetterter gefärbter Wollstoffe (Nr. 34 bis 39). Abhängigkeit von der Farbtiefe.

Farbstoff vorgenommen, so daß die Farbtiefen der Proben, dem Weber-Fechnerschen Empfindungsgesetz entsprechend, dem Auge als gleichabständige Abstufungen erschienen. Die dreiviertel Jahr belichteten Proben weisen bei den dunklen Färbungen einen etwas geringeren Wollschwund als die helleren Färbungen auf (Abb. 9); vor allem ist

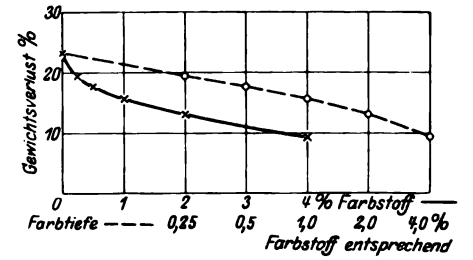


Abb. 11. Gewichtsverlust bewetterter gefärbter Wollstoffe (Nr. 34 bis 39). Abhängigkeit von der Farbtiefe.

jedoch mit zunehmender Farbtiefe eine erhebliche Abnahme des Festigkeits- (Tabelle 5) und Gewichtsverlustes (Tabelle 6) zu beobachten. Die Beziehungen zwischen Festigkeitsabnahme bzw. Gewichtsverlust und im Stoff enthaltener Farbstoffmenge lassen sich durch eine Kurve veranschaulichen (Abb. 10 und 11), die annähernd die Gestalt einer geraden Linie annimmt, wenn die Auftragung der Farbstoffmenge auf der Abszisse logarithmisch erfolgt, d. h. Gewichts- und Festigkeitsabnahme verlaufen nicht der aufgenommenen Farb-

Digitized by Google

Tabelle 5. Festigkeitseigenschaften bewetterter Wollstoffe (Nr. 34 bis 39 und 48 bis 50). Einfluß der Farbtiefe.

Versuchs-Nr.	Versuchsmaterial[1]	Tiefe der Ausfärbung	Quadratmetergew. bei 65% Luftfeuchtigkeit g	Anzahl der Fäden auf 10 cm		Gewebefestigkeit in der Kettrichtung[2]					
						Ursprungszustand		Zugfestigkeit kg		Bruchdehnung%	
								Bewetterungsstufe		Bewetterungsstufe	
				Kette	Schuß	Reißlänge km	± %[3]	0	III	0	III
48	Militärtuch Indigoausfärbung, Tuchbindung	tiefdunkel	491	168	148	1,42	1,08	20,99 (100)	20,45 (97,5)	37,0 (100)	40,3 (109)
49	Militärtuch Indigoausfärbung, Tuchbindung	mittel	466	162	142	1,55	1,02	21,74 (100)	20,11 (92,5)	33,5 (100)	35,3 (105)
50	Militärtuch Indigoausfärbung, Tuchbindung	hell	438	208	183	1,26	0,59	16,46 (100)	12,82 (78)	39,2 (100)	35,0 (89)
34	Reinwollener Melton, rohweiß, Köper $^2/_2$, Kette u. Schuß einfaches Garn	—	246,5	200	204	1,30	1,06	9,61 (100)	1,64 (17)	28,3 (100)	6,0 (21)
35	derselbe, ausgefärbt mit Anthrazenblau SWGG extra, 4% Schwefelsäure und 10% Glaubersalz in 20facher Flottenmenge	0,25%	—	—	—	—	1,54	9,00 (100)	2,51 (28)	36,0 (100)	11,5 (32)
36		0,5%	—	—	—	—	1,11	8,65 (100)	2,95 (34)	36,2 (100)	12,8 (35,5)
37		1,0	—	—	—	—	1,59	8,43 (100)	3,37 (40)	35,0 (100)	13,2 (37,5)
38		2,0%	—	—	—	—	1,84	8,90 (100)	4,47 (50)	33,5 (100)	18,3 (55)
39		4,0%	—	—	—	—	1,96	9,25 (100)	5,80 (62,5)	34,8 (100)	21,2 (61)

Tabelle 6. Gewichtsverlust und Biuretreaktion bewetterter Wollstoffe.

Versuchsmaterial	Tiefe der Ausfärbung	Versuchs-Nr.	Bewetterungsstufe	Reduziertes Quadratmetergewicht bei 64% Luftfeuchtigkeit[4] g	Gewichtsverlust durch das Bewettern[5] auf ein reduz. Quadratmeter g	Gewichtsverlust durch das Bewettern[5] %	Biuretreaktion: in dest. Wasser lösliche Wollmenge[6] %
Militärtuch Indigoausfärbung	tiefdunkel	48	0	491	—	—	—
			III	486	5,0	1,0	0,7
	mittel	49	0	466	—	—	—
			III	452	14,0	3,0	1,15
	hell	50	0	438	—	—	—
			III	415	23,0	5,2	1,8
Reinwollener Melton mit Säurefarbstoff ausgefärbt	rohweiß	34	0	246,5	—	—	0,1
			III	189	57,5	23,3	4,3
	0,25%	35	0	—	—	—	0,15
			III	198	48,5	19,6	3,8
	0,5%	36	0	—	—	—	0,15
			III	202,5	44,0	17,8	3,5
	1,0%	37	0	—	—	—	0,15
			III	207,5	39,0	15,8	2,85
	2,0%	38	0	—	—	—	0,2
			III	214	32,5	13,2	2,15
	4,0%	39	0	—	—	—	0,2
			III	223	23,5	9,5	1,5

[1] Versuchsort: Berlin-Dahlem.

[2] Wahrscheinlicher mittlerer Fehler des arithmetischen Mittels.

[3] Mittel aus mindestens je 3 Versuchen, nach Maßgabe des verfügbaren Materials. Freie Einspannlänge 100 mm. Streifenbreite der unbewetterten Proben Nr. 48 bis 50 und Nr. 34 30 mm, die Streifen der bewetterten Proben wurden auf die entsprechende gleiche Fadenzahl gebracht; sämtliche Streifen der Proben Nr. 35 bis 39 wurden nach der Fadenzahl der unbewetterten Probe Nr. 34 bemessen. Geprüft wurde bei 65% Luftfeuchtigkeit und 19° Zimmerwärme. Die in Klammern angegebenen Verhältniszahlen beziehen sich auf den gleich 100 gesetzten Wert der betreffenden unbewetterten Probe.

[4] Die in üblicher Weise ermittelten Quadratmetergewichte sind nach Maßgabe der bei der Bewetterung eingetretenen Schrumpfung auf den ursprünglichen Zustand reduziert worden.

[5] Die Werte der Proben Nr. 34 bis 39 sind auf das Gewicht der Ursprungsprobe Nr. 34 bezogen.

[6] Die Zahlen geben an, wieviel Wollsubstanz bei zweistündiger Behandlung mit destilliertem Wasser bei 90 bis 95° in 20facher Flottenmenge in Lösung geht.

[7] Becke: Lehne's Färber-Ztg. 1912, S. 45, 66.

stoffmenge, sondern der Farbtiefe annähernd proportional. Auch für die Biuretreaktion ergibt sich ein ähnliches Verhalten (Tabelle 6).

Einen praktisch wirksamen Lichtschutz weisen nach diesen Versuchen nur die dunkelsten Färbungen auf.

Außer den bisher besprochenen Nachweisen gibt es ferner noch eine ganze Reihe Erkennungsmerkmale für die durch Bewetterung eingetretene Schädigung der Wolle. Bewetterte Wollproben lösen sich viel leichter in Natronlauge als unbewetterte; sie geben, sofern es sich um weiße Wollstoffe handelt, auf der belichteten Seite in einer dem Zerstörungsgrade entsprechenden Stärke die Beckesche Zinnsalzreaktion[7] und färben sich mit gewissen Farbstoffen tiefer an als gesunde Wolle, worauf schon v. Bergen hingewiesen hat. Diese Ausfärbungen brauchen durchaus nicht einmal nach der für den einzelnen Fall geltenden Färbevorschrift ausgeführt zu werden; ich habe lediglich durch 10 Min. langes Einlegen der Proben in die 0,1proz. kalte Farblösung und nachheriges gründliches Spülen sehr kräftige Farbtiefenunterschiede bekommen, die sich nach der

Digitized by Google

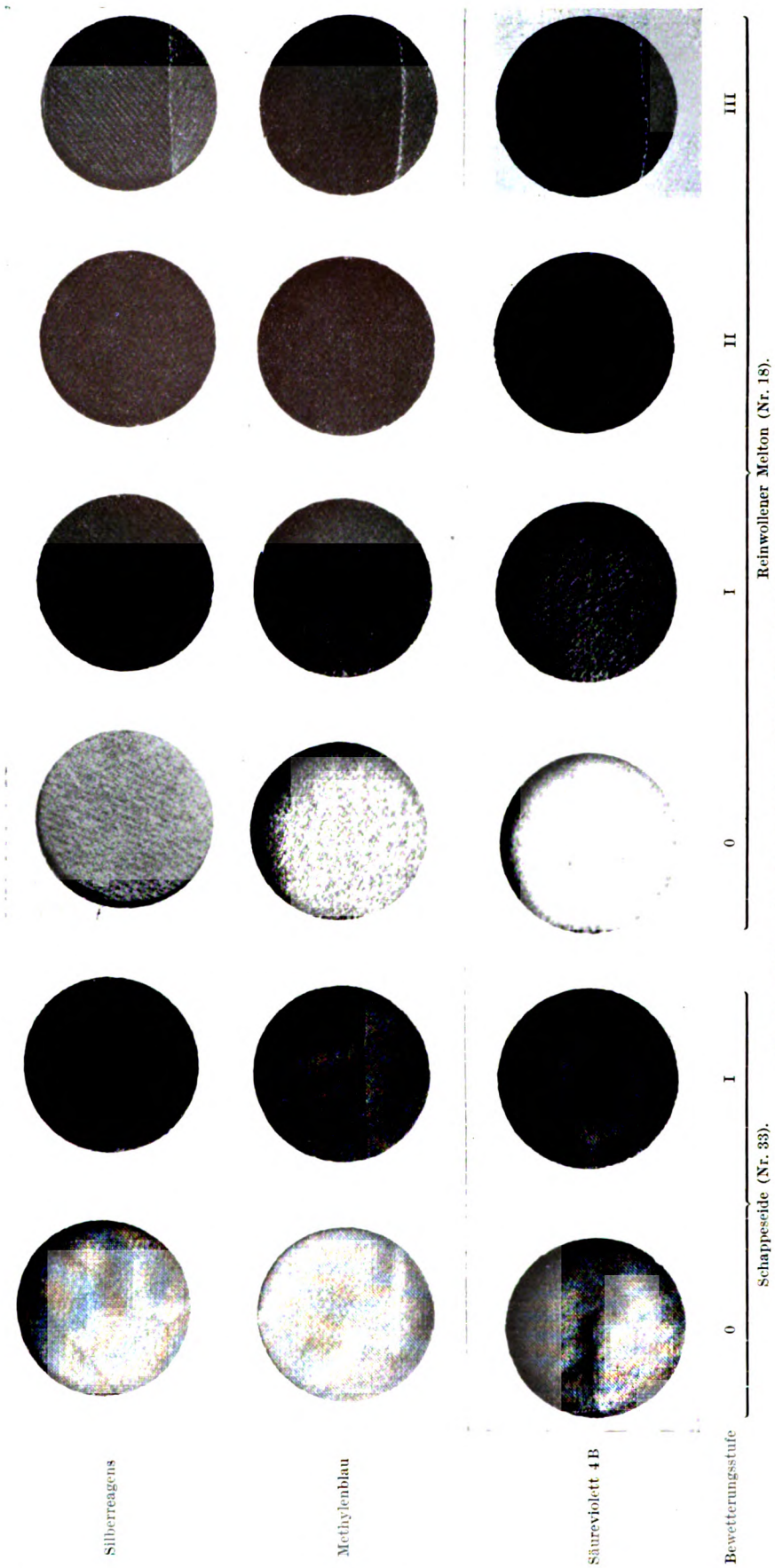


Abb. 12. Verhalten bewetterter Seide und Wolle gegenüber Silberreagens und Farbstoffen.

Bewetterungsdauer abstuften. Abb. 12 gibt einige derartige Ausfärbungen wieder, wobei naturgemäß auf der viel weniger als das Auge farbenempfindlichen Platte die Unterschiede etwas abgeschwächt erscheinen. Die Rückseiten der Proben sind nicht merklich stärker angefärbt als der unbelichtete Wollstoff. Geeignet für diesen Zweck sind u. a. Methylenblau, Diamantfuchsin, Kristallviolett, Säureviolett 4 B. Als ein besonders empfindliches Reagens hat sich nach meinen Versuchen Silbernitrat erwiesen. Die Lösung kann in der Form verwendet werden, wie sie Goetze[1] für die Bestimmung von Oxyzellulose in Kunstseide angegeben hat, 1 g Silbernitrat auf 1 l dest. Wasser unter Zusatz von 7 g Natriumazetat. Bewetterte Proben, 10 Min. bei 60 bis 70° mit diesem Reagens behandelt, werden auf der belichteten Seite je nach der Größe der eingetretenen Schädigung hellbraun bis schwarz. Viel empfindlicher, geringste Schädigung schon in der Kälte anzeigend, ist die Reaktion, wenn man sie mit einer ammoniakalischen Silbernitratlösung vornimmt, die man aus einer etwa 5 bis 10 proz. Silbernitratlösung durch tropfenweise Zugabe von so viel konzentriertem Ammoniak herstellt, daß sich der entstehende braune Niederschlag gerade wieder löst. Die Reaktion dürfte auf der Bildung von Schwefelsilber beruhen, anscheinend üben aber auch zum Teil die Abbauprodukte der Wolle eine reduzierende Wirkung aus. Diese Reaktion dürfte sich gegebenenfalls durch Bestimmung des als Schwefelsilber abgeschiedenen bzw. reduzierten Silbers auch quantitativ ausgestalten lassen.

Da diese Reaktionen nur auf der dem Lichte zugewandten Seite der bewetterten Proben eintreten, geht eindeutig hervor, daß die primäre Ursache für die Zerstörung Lichtstrahlen sind. Man kann dies besonders deutlich auch erkennen, wenn man z. B. aus einem bewetterten Wollstoff einen Kett- oder Schußfaden herauszieht und mit Silberreagens behandelt; die Schwärzung ist nur an den dem Licht direkt ausgesetzt gewesenen

[1] Goetze: Z. angew. Chem. 1926, S. 343.

Digitized by Google

Stellen zu sehen, nicht aber auf den durch die kreuzenden Fäden abgedeckten Stellen. Das Gleiche zeigt sich auch bei einer mikroskopischen Prüfung, bei der das Silberreagens oder die Anfärbung mit den genannten treffenden Farblösung direkt auf dem Objektträger erfolgen, nach 1 Min. währender Einwirkung und kurzem Abspülen kann wie gewöhnlich präpariert werden. Inwieweit sich Silberreagens und Farbreaktionen auch

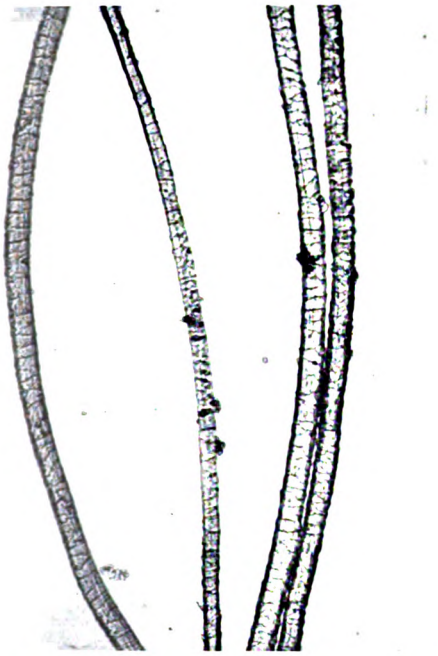


Abb. 13. Unbewetterte Wollhaare, mit Silberreagens behandelt.

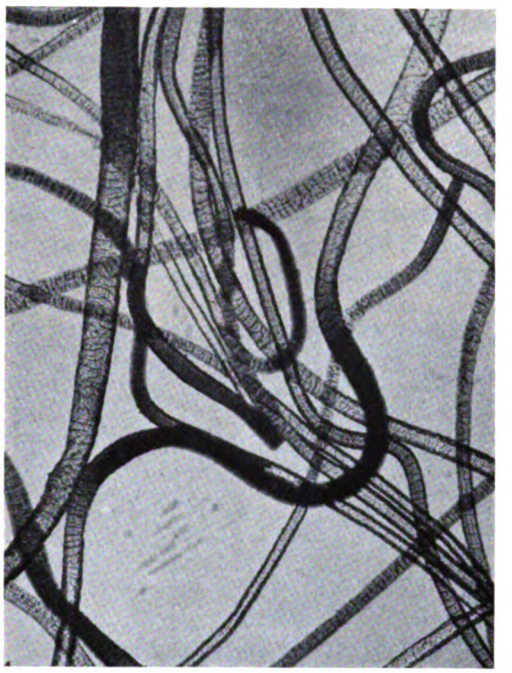


Abb. 14. Wollhaare nach vierteljähriger Bewetterung, mit Silberreagens behandelt. Nur die vom Licht direkt getroffenen und geschädigten Haarstellen weisen Schwärzung auf.

Abb. 15. Wollhaare nach halbjähriger Bewetterung, mit Silberreagens behandelt. Nur die vom Licht direkt getroffenen und geschädigten Haarstellen weisen Schwärzung auf.

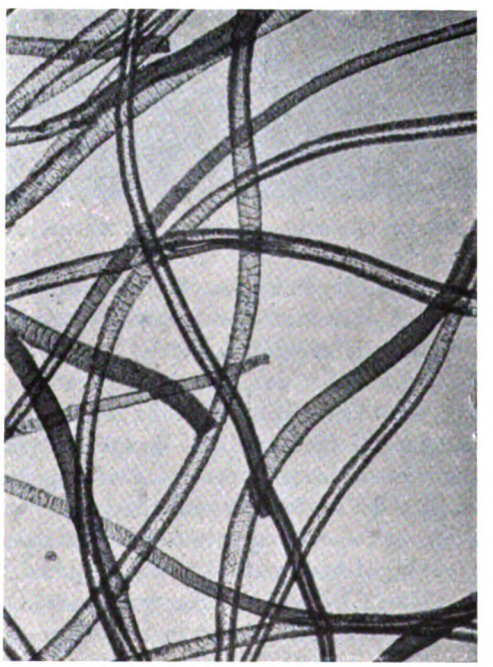


Abb. 16. Wollhaare nach halbjähriger Bewetterung, mit Diamantfuchsin ausgefärbt. Die durch Licht geschädigten Haarstellen färben sich tiefer an.

Farbstoffen als ein empfindlicher, schon geringste Lichtschäden anzeigender mikrochemischer Nachweis angewendet werden kann (Abb. 13 bis 16), da an den belichteten Haaren ohne diese Hilfsmittel eine merkliche Veränderung in der mikroskopischen Struktur zunächst nicht zu erkennen ist. Die Anfärbung der zu untersuchenden Wollhaare kann durch einen Tropfen der bezum Nachweis von chemischer Schädigung anderer Art bei Wolle eignen, ist zurzeit noch Gegenstand weiterer Untersuchungen; nach den bisherigen Versuchen scheint das Färbeverfahren auch für diesen Zweck brauchbar zu sein.

Die bewetterten Haare weisen eine erhebliche Sprödigkeit auf, so daß sie schon bei der verhältnismäßig

Digitized by Google

geringen Beanspruchung beim Präparieren auf dem Objektträger leicht brechen. Die eingetretene Schädigung ist ferner unter dem Mikroskop durch das stärkere Speicherungsvermögen von Jod an den belichteten Stellen zu erkennen und an dem Ausbleiben der sog. Allwördenschen Reaktion[1] mit Chlorwasser. Auch die vom Kaiser-Wilhelm-Institut für Faserstoffchemie zur mikroskopischen Qualitätsprüfung der Wolle besonders empfohlene Diazoreaktion nach Pauly[2] mit Diazobenzolsulfosäure in 10proz. wäßriger Sodalösung, die auf der Gegenwart von beim Abbau des Keratins der Faserschicht entstandenem Tyrosin beruht, zeigt sehr empfindlich die Schädigung durch starke Rötung an; die Sodalösung bewirkt gleichzeitig eine erhebliche Quellung

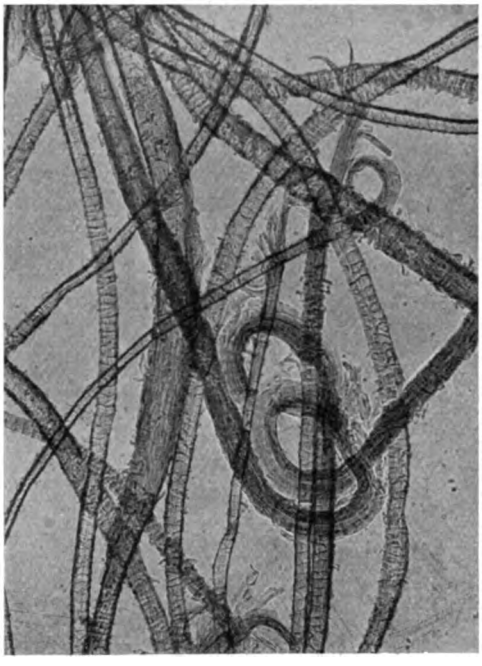


Abb. 17. Diazoreaktion an bewetterten Wollhaaren.

der stärker geschädigten Stellen (Abb. 17). Solche Quellungen treten auch mit 80proz. Schwefelsäure und besonders schön, wie v. Bergen gezeigt hat, mit $^n/_{10}$-Natronlauge ein. Durch das Alkali wird die durch Bewetterung veränderte Bindesubstanz der Fibrillen gelöst, und die bei nicht zu sehr fortgeschrittener Bewetterung vorhandene geringe Tiefenwirkung der schädigenden Strahlen ist daran kenntlich, daß die Quellung nur an der dem Licht zugewandten Haarseite auftritt und die infolgedessen entstehenden Spannungsunterschiede zu einem Ringeln des Haares führen (Abb. 18). Die Quellungs- und Ringelungserscheinungen gehen so rasch vor sich, daß zu ihrer genauen Verfolgung die Zugabe der Natronlauge erst unter dem Mikroskop erfolgen muß. Auch die Angabe v. Bergens, daß die dieser Art gequollenen Haarzellen im Polarisationsmikroskop keine Doppelbrechung mehr zeigen, fand sich bestätigt. Mit Hilfe dieser mikrochemischen Reaktion konnte an einem im Felde abgetragenen feldgrauen Militärrock nachgewiesen werden, daß dessen Verschleiß an den vor Licht geschützten Stellen lediglich auf mechanische Ursachen (Abscheuern) und an den dem Licht ausgesetzten, aber für mechanische Abscheuerung weniger in Frage kommenden Stellen zu einem Teil auf Lichtwirkung zurückzuführen war.

Die genannten mikrochemischen Reaktionen treten ebenso auch bei Wollhaaren ein, die mit einer Quecksilberdampflampe bestrahlt worden sind. Zu erwähnen ist noch, daß sich die bewetterten Proben im Licht der Analysenquarzlampe, das vermöge eines Ultraviolettfilters nur unsichtbare ultraviolette Strahlen enthält, anders als normale Wollproben verhalten. Während weiße unbewetterte Wollstoffe ein weißes Leuchten aufweisen, hat dieses schon bei den ein Vierteljahr bewetter-

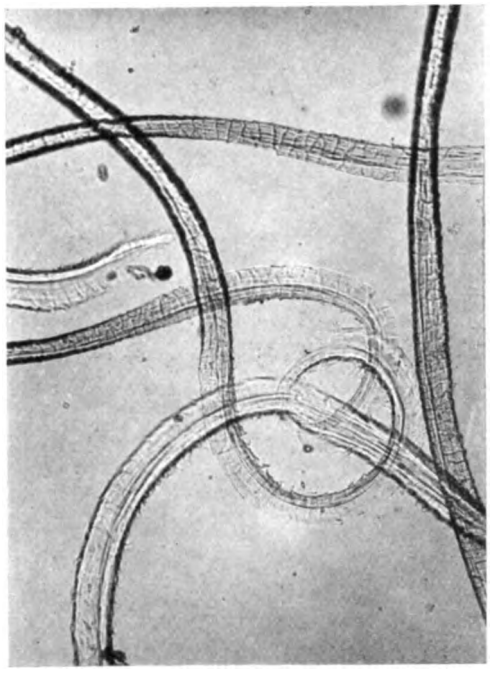


Abb. 18. Bewetterte Wollhaare in $^n/_{10}$ NaOH.

ten Proben einem stumpfen Grau Platz gemacht; mit der Quecksilberdampflampe bestrahlte Wollstoffe weisen dagegen eine kräftig gelbe Färbung auf, so daß auch hieraus geschlossen werden darf, daß beim Bewettern die Feuchtigkeit eine gewisse Rolle beim Zerstörungsprozeß spielt.

Die an den bewetterten Wollstoffen gemachten Beobachtungen können kurz wie folgt zusammengefaßt werden:

1. Bei allen Wollstoffen tritt nach längerem Bewettern eine durch Wollschwund, Gewichts- und Festigkeitsabnahme sowie das Auftreten von Abbauprodukten der Wollsubstanz kenntliche Zerstörung ein.

2. Die Zerstörung verläuft annähernd proportional der Zahl der einwirkenden Sonnenscheinstunden und wird durch die kurzwelligen Strahlen des Sonnenlichts hervorgerufen, wobei offenbar die Gegenwart von Feuchtigkeit reaktionsbeschleunigend wirkt. Strahlen über 3500 AE wirken in weit geringerem Grade zerstörend. Die Beschaffenheit der Atmosphäre am Belichtungsort ist von Einfluß.

3. Der geringen Tiefenwirkung der kurzwelligen Strahlen entsprechend ist der Grad der Zerstörung von der Dicke und Dichte (Porosität) des Stoffes abhängig.

[1] v. Allwörden, Z. angew. Chem. 1916, S. 77.

[2] Pauly und Binz, Ztschr. f. Farben- u. Textilind. 1904, S. 373.

Digitized by Google

4. Vorbehandlung der Wolle mit Säure verzögert etwas den Eintritt der Zerstörung, alkalische Vorbehandlung fördert sie.

5. Fett gewährt einen geringen, Färbungen je nach Art des Farbstoffs einen mehr oder weniger merklichen Lichtschutz, welcher der Farbtiefe annähernd proportional ist. Kupfersulfatbehandlung und vor allem das Chromieren üben einen besonders wirksamen Schutz aus.

Die Kerteszschen Beobachtungen über den Wollschwund und über den günstigen Einfluß des Chromierens finden sich damit bestätigt. Wenn auch eine verhältnismäßig lange Bewetterungsdauer erforderlich ist, um erhebliche, den Gebrauchswert stark herabsetzende Zerstörungen der Wollstoffe herbeizuführen, so darf doch nicht verkannt werden, daß die schon nach kurzer Belichtungszeit eintretende Sprödigkeit der Wollhaare eine der mittelbaren Ursachen für den Wollschwund ist und im praktischen Gebrauch den mechanischen Verschleiß von Kleidungsstücken in außerordentlichem Maße begünstigen dürfte. Aufgabe weiterer Versuche müßte daher u. a. die systematische Aufsuchung der günstigsten Lichtschutzmittel für Wolle sein, auch die Frage der besseren Tragfähigkeit der küpen- oder chromgefärbten Tuche bedarf — trotz der zunächst für die Chromierung sprechenden bisherigen Versuchsergebnisse — zweckmäßig nochmals einer auf breiterer Basis aufgebauten Nachprüfung. Es wäre zu begrüßen, wenn die daran interessierten Erzeuger- und Verbraucherkreise sich zu gemeinsamer Arbeit an diesen Fragen mit dem Materialprüfungsamt zusammenfinden würden.

II. Seidenstoffe.

Auf die besondere Lichtempfindlichkeit der Seide, insbesondere der mineralisch erschwerten, und auf die schützende Wirkung der Katechugerbsäure hat seinerzeit Ristenpart[1] hingewiesen. Nach Bewetterungsversuchen von Turner[2] büßt Seide nach 100tägiger Belichtung 95% ihrer ursprünglichen Festigkeit ein. Die außerordentliche Lichtempfindlichkeit der Seide wird auch von Entat[3] bestätigt, nach dessen Versuchen die Zerstörung der Seidensubstanz nur auf die Strahlen unter 3130 AE zurückzuführen ist, ferner durch die im Materialprüfungsamt von Heermann und Sommer[4] mit ultravioletten Strahlen ausgeführten Untersuchungen, die auch den besonders wirksamen Lichtschutz des Blauholzes bzw. der Katechugerbsäure bei Monopolschwarz gefärbter Seide ergeben hat. Die vorbeugende Wirkung verschiedener bekannter Lichtschutzmittel für Seide, von denen Tannin und Katechu besonders wirksam sind, ist auch durch Homolka[5] untersucht worden; nach einer Bewetterung von 180 Sonnenscheinstunden (Juni—Juli) betrug der Festigkeitsverlust bei Rohseide 22%, bei katechubehandelter 11%.

Für die hier zu besprechenden Bewetterungsversuche wurde neben einem rohseidenen Taft ein rohweißes schappeseidenes Gewebe verwendet, von dem ein Teil eine mineralische, ein anderer Teil eine vegetabilische Erschwerung erhielt (Tabelle 7). Entsprechend der außerordentlich großen Lichtempfindlichkeit der Seide war die Festigkeit sämtlicher Proben schon nach $^1/_4$-jähriger Bewetterung auf den 10. Teil und darunter zurückgegangen; nach weiter fortgesetzter Belichtung waren die Proben derart morsch geworden, daß die Festigkeitsprüfung kaum noch ausgeführt werden konnte. Die atmosphärischen Unterschiede der beiden Belichtungsorte scheinen von Einfluß zu sein, wie die Probe Nr. 15 zeigt, die sich in der reineren Atmosphäre von Neubabelsberg günstiger als Nr. 33 in Berlin-Dahlem verhalten hat; es ist jedoch nicht ausgeschlossen, daß auch der vom Avivieren herrührende Säuregehalt der Probe Nr. 33 den Abbau begünstigt hat. Eigentümlicherweise hat sich nicht nur die vegetabilisch erschwerte Probe Nr. 17, sondern auch die mineralisch erschwerte als etwas widerstandsfähiger erwiesen. Vermutlich spielt hier die geringe Tiefenwirkung der schädigenden Strahlen eine Rolle, da beim Erschweren eine merkliche Schrumpfung und Dickenzunahme eingetreten ist; die Dicke der Proben betrug:

bei Nr. 14 = 0,14 mm
„ Nr. 33 = 0,14 mm
„ Nr. 15 = 0,175 mm
„ Nr. 16 = 0.27 mm (nach dem Bewettern 0,24 mm)
„ Nr. 17 = 0,20 mm.

Im Aussehen der Proben waren durch die Bewetterung keine besonders auffälligen Unterschiede, außer einem leichten Grauwerden, eingetreten. Nur die mineralisch erschwerte Probe, die ein stumpfes Aussehen hatte, war auf der belichteten Seite deutlich glänzend geworden. Vermutlich sind auch hier, ähnlich wie bei den Wollproben, Abbauprodukte durch den Regen in Lösung gebracht worden; das dürfte auch für die anderen Proben zutreffen, nur ist hier diese Erscheinung gegenüber dem schon vorher vorhandenen Glanz äußerlich nicht zu erkennen. Dafür spricht, neben der Dickenabnahme der Probe Nr. 16, auch der bei sämtlichen Proben beobachtete Gewichtsverlust (Tabelle 8); bei den erschwerten Proben müssen hierbei wohl auch Teile der Erschwerung, die mit der Zerstörung eines Teiles der Seidensubstanz frei geworden sind, mit herausgewaschen worden sein. Der eingetretene Abbau der Seidensubstanz ist an einer sauren Reaktion, offenbar von den hierbei entstandenen Aminosäuren herrührend, sowie an der leichten Löslichkeit der Abbauprodukte in verdünnten Alkalien kenntlich und durch die Biuretreaktion (Tabelle 8) nachweisbar. Da das Seidenmolekül keinen Schwefel enthält, der wie bei Wolle in sulfidisch gebundener Form die Biuretreaktion stören könnte, kann diese bequem an dem Auszug mit 1proz. Sodalösung vorgenommen werden. Als Vergleichslösung ist hierbei die Lösung der unbelichteten Seide in Salzsäure günstiger als eine solche in Natronlauge, da der im ersteren Falle auftretende, etwas rötlichere Farbton der Biuretreaktion besser demjenigen bei den in Lösung gegangenen Abbauprodukten entspricht.

Auch bei Seide ist die beim Bewettern eingetretene Zerstörung in erster Linie dem Licht zuzuschreiben; da-

[1] Ristenpart: Z. angew. Chem. 1909, S. 18.
[2] Turner: J. Soc. Dyers and Col. 1920, S. 165.
[3] Entat: Rev. gén. mat. color. 1920, S. 149.
[4] Heermann und Sommer: Leipz. Monatschr. f. Textilind. 1925, H. 5/6.
[5] Homolka: Melliand Textilber. 1925, H. 8.

Digitized by Google

Tabelle 7. Festigkeitseigenschaften bewetterter Seidengewebe.

Versuchs-Nr.	Versuchsort[1]	Versuchsmaterial	Quadratmetergew. bei 65% Luftfeuchtigkeit g	Anzahl der Fäden auf 10 cm		Gewebefestigkeit in der Kettrichtung[3]								
						Ursprungszustand		Zugfestigkeit kg			Bruchdehnung %			
								Bewetterungsstufe			Bewetterungsstufe			
				Kette	Schuß	Reißlänge km	f ± %[2]	0	I	II	0	I	II
14	a	Rohseidener Taft, Kette Organsin, Schuß Trame, Bastgehalt 23,2%	52,1	630	330	13,4	0,84	21,04 (100)	1,23 (6)	vollkommen morsch	17,8 (100)	3,6 (20)	—
32	b								—	0,13[4] (0,6)		—	—
33	b	Schappeseide, leinwandbindiges Gewebe aus 2fachem Schappezwirn in Kette und Schuß; Bastgehalt 0,6%	69,5	356	328	13,4	0,77	27,87 (100)	0,62 (2)	0,17[4] (0,6)	11,4 (100)	3,1 (27)	0,5[4] (4)
15	a	dieselbe wie Nr. 33, mit Mars.Seife vollständig entbastet	78,6	—	—	10,0	0,78	22,04 (100)	2,20 (10)	0,24[5] (1)	18,0 (100)	6,2 (34)	3,0[5] (16,5)
16	a	dieselbe wie Nr. 33, 65% ü. p. mineralisch erschwert (Zinnphosphatsilikat, angenommener Bastgehalt 20%)	187,7	—	—	5,8	0,72	27,18 (100)	2,90 (10)	vollkommen morsch[5]	21,8 (100)	10,9 (50)	—
17	a	dieselbe wie Nr. 33, vegetabilisch a. pari erschwert (mit Reingambir, angenommener Bastgehalt 20%)	97,2	—	—	10,8	0,76	29,52 (100)	3,52 (12)	0,37[5] (1)	18,5 (100)	7,5 (40,5)	3,5[5] (19)

Tabelle 8. Gewichtsverlust, Biuretreaktion und Aussehen bewetterter Seidengewebe.

Versuchs-Nr.	Bewetterungsstufe	Reduziertes Quadratmetergewicht bei 65% Luftfeuchtigkeit[6] g	Gewichtsverlust durch das Bewettern[7]		Biuretreaktion: in 1proz. Sodalösung lösliche Seidenmenge[8] %	Prüfung auf saure Reaktion	Aussehen der Proben	
			auf ein reduz. Quadratmeter g	%			bei Tageslicht	im ultravioletten Licht der Analysen-Quarzlampe
14	0	52,1	—	—	20,0	neutral	hellgelb	hell-rötlichgrau
	I	47,9	4,2	8,1	43,0	zunehmend sauer	hellgrau	blaugrau
	II	43,1	9,0	17,2	61,5			ebenso, gelbstichig
33	0	69,5	—	—	1,9	deutlich sauer	etwas gelblich	schwach gelblichgrau
	I	58,7	10,8	15,5	27,3	etwas weniger	hellgrau	gelbgrau (Rückseite neutral grau)
	II	53,0	16,5	23,7	31,0	deutlich sauer		ebenso, etwas heller
15	0	69,1	—	—	1,4	neutral	etwas heller als Nr. 33	weiß
	I	62,0	7,1	10.3	21,0	zunehmend sauer	hellgrau	gelblichgrau (Rücks. blaugelbgrau [grau]
	II	wegen Zerstörung nicht meßbar			29,9			
16	0	144,4	—	—	0,2 (0,4)	schwach alkalisch	weiß (stumpf)	weiß
	I	124,1	20,3	14,1 (29,2)	13,3 (27,5)	sauer	hellgrau (etwas glänzend)	bläulichweiß, sehr hell
17	0	86,0	—	—	—[9]	schwach sauer	braun	dunkelbraun
	I	71,9	14,1	16,4 (23,5)	—	deutlich zunehmend sauer	zunehmend, etwas dunkler, Rückseite etwas heller	fahlbraun (Rückseite dunkelbraun)
	II	53,2	22,8	26,5 (33,1)	—			gelbbraun

[1] a = Neubabelsberg, b = Berlin-Dahlem.

[2] Wahrscheinlicher mittlerer Fehler des arithmet. Mittels.

[3] Mittel aus mindestens je 3 Versuchen, nach Maßgabe des verfügbaren Materials. Freie Einspannlänge 100 mm; Streifenbreite der unbewetterten Proben Nr. 14 bzw. 32 und 33: 30 mm, die Streifen der übrigen unbewetterten und bewetterten Proben wurden auf die entsprechend gleiche Fadenzahl gebracht. Geprüft wurde bei 65% Luftfeuchtigkeit und 19° Zimmerwärme. Die in Klammern angegebenen Verhältniszahlen beziehen sich auf den gleich 100 gesetzten Wert der betreffenden unbewetterten Probe.

[4] Die Bewetterung wurde nach 106 Tagen = 750 Sonnenscheinstunden abgebrochen.

[5] Die Bewetterung wurde nach 146 Tagen = 1135 Sonnenscheinstunden abgebrochen.

[6] Die in üblicher Weise ermittelten Quadratmetergewichte sind nach Maßgabe der bei der Bewetterung bzw. Vorbehandlung eingetretenen Schrumpfung auf den ursprünglichen Zustand reduziert worden.

[7] Die in Klammern gesetzten Prozente sind auf das Gewicht der Ursprungsprobe Nr. 33 bezogen.

[8] Die Zahlen geben an, wieviel Seidensubstanz bei einstündiger Behandlung mit 1proz. Sodalösung bei 90 bis 95° in 20facher Flottenmenge in Lösung geht. Die in Klammern gesetzten Werte sind unter Berücksichtigung der Erschwerung auf die Ursprungsprobe Nr. 33 bezogen.

[9] Die Biuretreaktion versagte infolge Überdeckung durch die gleichzeitig abgezogene braune Färbung des Reingambir.

Digitized by Google

für spricht u. a. das Verhalten der dem Licht zugewandt gewesenenen Probenseite im Licht der Analysenquarzlampe (Tabelle 8). Ferner das Verhalten gegenüber manchen Farbstoffen, von denen einige, wie z. B. Methylenblau, Diamantfuchsin, Säureviolett 4 B u. a. die belichtete Seite stärker, andere, wie z. B. Methylorange, die belichtete Seite schwächer anfärben als die Rückseite (Abb. 12). Auch Silberreagens wird von der belichteten Seite stark reduziert, und die Reaktion mit Diazobenzolsulfosäure tritt sehr kräftig ein. Beim Mikroskopieren der so vorbehandelten oder gefärbten Seide erkennt man ebenfalls deutlich, daß nur die dem Licht direkt ausgesetzten Stellen geschädigt worden sind. Nebenbei bemerkt, weist auch die bewetterte Seide, ähnlich wie Wolle, eine stark gesteigerte Netzfähigkeit auf.

Bei künftigen Versuchen müßten die Bewetterungsstufen für Seide wesentlich kürzer gewählt werden, um den zeitlichen Verlauf besser zu erkennen. Von Interesse wäre es, die Versuche auf den Einfluß der Stoffdicke, der Vorbehandlung mit Säuren und Alkalien bzw. deren Gegenwart, der Färbung und Farbtiefe, Erschwerungshöhe u. a. auszudehnen. Besonders interessant dürften auch Versuche darüber sein, ob sich der bei Wolle bewährte Lichtschutz des Chromierens bzw. der Behandlung mit anderen Metallsalzen auch auf Seide übertragen läßt.

III. Gewebe aus Pflanzenfasern.

Harrison[1] hat für Zellulose eine Zersetzung unter Bildung reduzierender Substanzen beim Bestrahlen mit ultravioletten Strahlen nachgewiesen. Turner[2] fand bei Bewetterungsversuchen, daß sich Baumwolle widerstandsfähiger erwies als Leinen, welches nach einem halben Jahre 72% an Festigkeit verlor; er stellte für die Flachsfaser fest, daß die Faserschwächung durch die kurzwelligen Strahlen unter 3600 AE hervorgerufen wird, und glaubte diese auf eine photochemische Oxydadation zurückzuführen. Eine solche ist jedoch nach Waentig[3] unwahrscheinlich, da der Zerfall auch in Stickstoffatmosphäre eintritt. Nach seinen Versuchen wie auch nach denen von Heermann und Sommer[4] ist Baumwolle ultravioletten Strahlen gegenüber empfindlicher als Flachs. Schließlich haben die neueren Untersuchungen von Kauffmann[5] gezeigt, daß die Baumwolle nur durch Strahlen unter 3500 AE geschädigt wird, und daß es sich hierbei um keinen Oxydationsvorgang handelt; die entstehende „Photozellulose" zeigt zwar in ihrem Verhalten weitgehende Ähnlichkeit mit der Oxyzellulose, besitzt jedoch die gleiche „Sauerstoffzahl" und dieselbe Zusammensetzung $C_6H_{10}O_5$ wie Zellulose.

Für die neuen Bewetterungsversuche wurde je ein Baumwoll-, Leinen-, Hanf-, Jute- und Kunstseidengewebe verwendet (nähere Beschreibung s. Tabelle 9), von denen jedes eine gute Qualität seiner Art darstellte; mit diesen Proben wurden Parallelversuche in Neubabelsberg und Dahlem ausgeführt. In allen Fällen waren durch die Bewetterung fortschreitend erhebliche Festigkeitsverluste (Tabelle 9) eingetreten. Es geht aus den Ergebnissen der beiden Reihen eindeutig hervor, daß auch hier, wie bei Wolle und Seide, die Zerstörung in der wesentlich reineren Atmosphäre von Neubabelsberg etwas weniger stark eingetreten ist als in Dahlem.

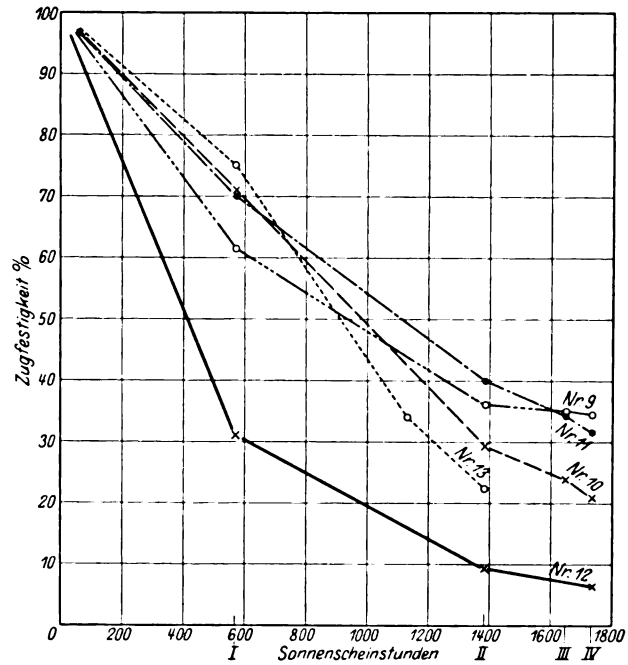


Abb. 19. Festigkeitsabnahme bewetterter Gewebe aus Pflanzenfasern.

In der ersten Hälfte der Versuchszeit ist der Festigkeitsabfall erheblich größer als in der zweiten (Abb. 19). Offenbar ist neben der Lichtwirkung die Feuchtigkeit von Einfluß gewesen und hat insbesondere bei den Bastfasern die Zerstörung des Pflanzenleimes begünstigt, der bei den unbewetterten Proben einen bedeutenden Anteil an der Festigkeit hat. Auch der Gewichtsverlust (Tabelle 10) spricht dafür, der bei den Bastfasergeweben, auf die Flächeneinheit bezogen und in Gramm ausgedrückt, in besonderem Maße im zweiten Vierteljahr

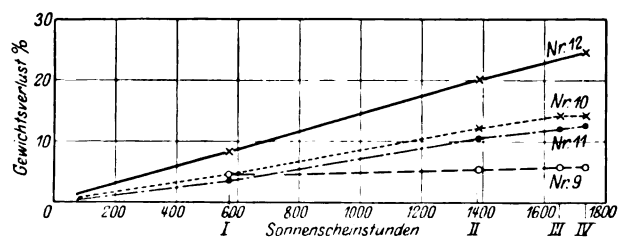


Abb. 20. Gewichtsverlust bewetterter Gewebe aus Pflanzenfasern.

der Bewetterung eingetreten ist. Beim Baumwollgewebe entspricht der gesamte Gewichtsverlust etwa der Menge der Verunreinigungen, wie sie beim Beuchen entfernt werden, darüber hinaus ist kein Verlust eingetreten. Aus dem der Zahl der Sonnenscheinstunden proportionalen Verlauf der Gewichtsabnahme (Abb. 20) geht hervor, daß als primäre Ursache der Zerstörung die Einwirkung des Lichts anzusehen ist, nach deren Maßgabe die löslichen Abbauprodukte vom Regen herausgewaschen worden sind.

[1] Harrison: J. Soc. Dyers and Col. 1912, S. 225.
[2] Turner: J. Soc. Dyers and Col. 1920, S. 165.
[3] Waentig: Textile Forsch. 1921, S. 15.
[4] Heermann und Sommer: Leipz. Monatschr. f. Textilind. 1925, H. 5 u. 6.
[5] Kauffmann: Melliand Textilber. 1926, H. 7.

Digitized by Google

Tabelle 9. Festigkeitseigenschaften bewetterter Gewebe aus Pflanzenfasern.

Versuchs-Nr.	Versuchsort[1]	Versuchsmaterial	Quadratmetergew. bei 65% Luftfeuchtigkeit g	Anzahl der Fäden auf 10 cm		Gewebefestigkeit in der Kettrichtung[3]									
						Ursprungszustand		Zugfestigkeit kg					Bruchdehnung %				
								Bewetterungsstufe					Bewetterungsstufe				
				Kette	Schuß	Reißlänge km	±%[2]	0	I	II	III	IV	0	I	II	III	IV
9	a	Feinfädiges rohes Baumwollgewebe (Mako),	97,7	515	529	10,7	0,89	31,36	19,35	11,30	11,06	10,90		11,0	9,0	8,7	8,1
								(100)	(61,5)	(36)	(35)	(34,5)	10,2	(108)	(88)	(85)	(79)
27	b	Leinwandbindung, Kette und Schuß einfaches Garn							17,48	10,38	9,69	9,60	(100)	10,0	8,6	8,0	8,1
									(57)	(33)	(31)	(30,5)		(98)	(84)	(78)	(79)
10	a	Feinfädiges Rohleinen, Leinwandbindung, Kette und Schuß einfaches Garn	147,1	210	208	9,8	0,92	43,34	30,78	12,79	10,31	9,09		20,9	12,8	10,1	10,1
								(100)	(71)	(29,5)	(24)	(21)	13,7	(153)	(93)	(74)	(74)
28	b								29,63	9,07	—	8,65	(100)	20,3	12,3	—	10,3
									(68,5)	(21)		(20)		(149)	(90)		(75)
11	a	Hanfgewebe (Segeltuch), roh, Leinwandbindung, Kette und Schuß einfaches Garn	425	77 Doppelfäden	74	10,5	2,79	133,8	93,6	53,8	46,2	42,0		21,9	17,6	18,3	17,1
								(100)	(70)	(40)	(34,5)	(31,5)	12,8	(171)	(138)	(143)	(134)
29	b								80,8	50,6	—	37,8	(100)	15,6	18,0	—	15,5
									(60)	(38)		(28)		(122)	(141)		(121)
12	a	Juteleinen (Hessian) H 320, Leinwandbindung, Kette und Schuß einfaches Garn	316	50	48	3,9	3,18	37,26	12,96	—	—	—		5,5	—	—	—
								(100)	(35)				5,8	(95)			
30	b								11,51	3,60	—	2,46	(100)	6,0	5,7	—	3,5
									(31)	(9,5)		(6,5)		(104)	(98)		(60)
13	a	Kunstseidenstoff, roh, Köper $^3/_1$, Kette und Schuß 2fache Kunstseidenschappe (Viskose)	125,8	410	256	5,1	1,06	19,12	14,33	6,54[4]	vollkommen zerstört			12,8	8,2[4]	—	—
								(100)	(75)	(34)			10,5	(122)	(78)		
31	b								13,30	4,30	—	—	(100)	12,3	—	—	—
									(69,5)	(22,5)	—	—		(117)			

Nach den Versuchen von Kauffmann hat die beim Belichten von Baumwolle entstehende Photozellulose mit Oxyzellulose gemein, daß sie sich in kochender, verdünnter Natronlauge löst. Beim Baumwollgewebe Nr. 9 ergab sich, nach der Kauffmannschen Permanganatmethode[5] bestimmt, für jede Bewetterungsstufe ein Photozellulosegehalt, der angenähert der Hälfte des ermittelten prozentualen Festigkeitsverlustes entsprach; dies dürfte wohl darauf zurückzuführen sein, daß nur die direkt dem Licht ausgesetzten Fadenstellen die photochemische Veränderung im vollen Maße erfahren haben, dagegen die an den Kreuzungsstellen abgedeckten Kett- und Schußfäden zum Teil vor der Einwirkung geschützt blieben. Da bei den Bastfasergeweben infolge des Pflanzenleimgehaltes eine direkte Photozellulosebestimmung nicht möglich war, wurde bei allen Proben lediglich der Gewichtsverlust durch einmaliges Abkochen mit Normalnatronlauge vergleichsweise bestimmt; die Lösungen nahmen mit fortschreitender Bewetterungsstufe eine hellgelbe bis gelbbraun abgestufte Färbung an, bei der ein Jahr bewetterten Jute trat zudem vollständiger Zerfall in die Elementarzellen ein. Rechnet man bei den Bastfasern zum Abkochverlust den beim Bewettern eingetretenen Gewichtsverlust hinzu und vergleicht die zugehörigen Festigkeitsverluste, so ergibt sich, daß Hanf und Flachs gegen Bewettern anfangs etwas widerstandsfähiger als Baumwolle sind; vermutlich wirken die zunächst noch nicht zerstörten Pektinstoffe anfangs etwas schützend, erst nach ihrer Entfernung wird die Faser für den Angriff frei, der nun bei weiterem Bewettern in stärkerem Maße vor sich geht als bei Baumwolle. Die stärkste Veränderung erleidet Jute, bei welcher die für die Festigkeit ausschlaggebende die Elementarzellen verbindende Kittsubstanz allmählich ganz zerstört worden ist. Bedenkt man die geringe Tiefenwirkung der zerstörenden kurzwelligen Strahlen und daß die untersuchten Bastfasergewebe gegenüber dem Baumwollgewebe entsprechend ihrem bedeutend größeren Quadratmetergewicht erheblich dicker sind, so muß man der Baumwolle die größte Lichtwiderstandsfähigkeit unter den hier geprüften Pflanzenfasern zusprechen.

Auch im Aussehen der Proben (Tabelle 10) ist durch die Bewetterung eine Veränderung eingetreten; de

[1] a = Neubabelsberg, b = Berlin-Dahlem.

[2] Wahrscheinlicher mittlerer Fehler des arithmetischen Mittels.

[3] Mittel aus mindestens je 3 Versuchen, nach Maßgabe des verfügbaren Materials. Freie Einspannlänge 100 mm; Streifenbreite der unbewetterten Proben 30 mm, die Streifen der bewetterten Proben wurden auf die entsprechende gleiche Fadenzahl gebracht. Geprüft wurde bei 65% Luftfeuchtigkeit und 19° Zimmerwärme. Die in Klammern angegebenen Verhältniszahlen sind auf den gleich 100 gesetzten Wert der betreffenden unbewetterten Probe bezogen.

[4] Die Bewetterung wurde nach 149 Tagen = 1135 Sonnenscheinstunden abgebrochen.

[5] [redacted]mann: Melliand Textilber. 1923, H. 7/8; 1925, H. [redacted]

Digitized by Google

Tabelle 10. Gewichtsverlust und Aussehen bewetterter Gewebe aus Pflanzenfasern.

Versuche-Nr.	Bewetterungsstufe	Reduziertes Quadratmetergewicht bei 65% Luftfeuchtigkeit[1] g	Gewichtsverlust durch das Bewettern: auf ein reduz. Quadratmeter g	Gewichtsverlust durch das Bewettern: %	Abkochverlust[2] %	Aussehen der Proben: bei Tageslicht	Aussehen der Proben: im ultravioletten Licht der Analysen-Quarzlampe
	0	97,7	—	—	1,9	gelblich, Naturfarbe	sehr hell schokoladenbraun
	I	93,4	4,3	4,4	8,3	natürlicher Farbstoff zerstört,	hellviolett
9	II	92,6	5,1	5,2	11,8		
	III	92,0	5,7	5,8	16,6	weißgebleicht,	dunkelviolett, kaum zunehmend
	IV	92,0	5,7	5,8	18,8		
	0	147,1	—	—	20,2	hellgrau, Naturfarbe	kaffeebraun,
	I	140,7	6,4	4,4	19,5	natürlicher Farbstoff zerstört,	hellgrau, mit Violettstich,
10	II	129,3	17,8	12,1	21,1		
	III	126,2	20,9	14,2	20,6	gebleicht,	dunkelbiolett, mit Gelbstich, kaum zunehmend
	IV	126,3	20,8	14,2	20,5		
	0	425	—	—	19,8	hellgrau, Naturfarbe	sandgrau,
	I	408,5	16,5	3,9	20,1	natürlicher Farbstoff zerstört,	hellgrau, etwas heller als vorher,
11	II	378,5	46,5	10,9	16,7		
	III	373	52	12,2	16,8	gebleicht,	dunkelviolett, mit Gelbstich, wenig zunehmend
	IV	371	54	12,7	16,9		
	0	316	—	—	15,1	gelbgrau, Naturfarbe,	hellgrau,
	I	290	26	8,2	35,4	Bräunung,	gelbgrau,
30	II	252	64	20,2	35,2		neutralgrau,
	IV	238	78	24,6	31,5	silbergrau,	dunkelviolettgrau
	0	125,8	—	—	12,0	rohweiß,	hellbeige,
13	I	125,4	0,4	0,3	19,3		hellviolett,
	II	118,4	47,4	5,9	30,8	gebleicht,	dunkelviolett

natürliche Farbstoff ist durch die Lichtwirkung mehr oder weniger zerstört worden, eine Bleichwirkung ist mit fortschreitender Bewetterung deutlich auf der dem Licht zugewandten Seite zu erkennen. Die an der Faser eingetretenen chemischen Veränderungen sind allerdings anderer Art, als sie ein normaler Bleichprozeß mit sich bringt. Das zeigt schon eine Betrachtung der Proben im ultravioletten Licht der Analysenquarzlampe[3], die übrigens für manche Untersuchungen, wie Identitätsnachweis von Stoffen und Färbungen, Flecken usw., recht brauchbar sein dürfte und nach dieser Richtung einer eingehenderen Prüfung unterzogen werden sollte. So wurde z. B. an einer größeren Zahl von rohen Hanf- und Flachsgarnen und -geweben beobachtet, daß sich mit ihrer Hilfe roher Hanf von rohem Flachs unterscheiden läßt, was gewöhnlich — besonders bei Werggarnen — ohne mikroskopische Prüfungen schwierig oder unmöglich ist; Rohflachs erscheint im Licht der Analysenquarzlampe stets etwas dunkler (etwa kaffeebraun) als Rohhanf (sandgrau). Die bewetterten pflanzlichen Gewebe weisen nun alle einen dunkelvioletten Farbton auf, wie er sonst bei Schädigungen durch Chemikalien usw. nicht beobachtet worden ist. Die vom Licht nicht direkt getroffene Rückseite weist diese Erscheinung nicht oder nur in weit schwächerem Maße auf. Eine bei anderer Gelegenheit mit ultravioletten Strahlen einer Quecksilberdampflampe bestrahlte Probe des Baumwollgewebes (Nr. 9) zeigte unter der Analysenquarzlampe nur eine etwas hellere Färbung als die unbelichtete Probe; vermutlich spielen beim Bewettern neben der Lichtwirkung noch andere Einflüsse eine Rolle. Allerdings war in dem erwähnten Falle die Zerstörung noch nicht so weit vorgeschritten wie bei den bewetterten Proben:

Mit der Quarzlampe belichtet Std.	Zugfestigkeit kg	Kupferzahl nach Schwalbe
0	31,4 (100)	0,83
3	31,3 (99,5)	0,92
6	30,65 (98)	1,07
12	29,3 (93)	1,40

Die bewetterten Proben der Baumwolle und Kunstseide reduzieren, ähnlich wie Oxyzellulose, Fehlingsche Lösung und Silberreagens stärker als die unbewetterten; Ausfärbungen mit Methylenblau fallen wenig tiefer aus als bei den nichtbewetterten Proben, vermutlich infolge struktureller Änderung der Faser, da andere Farbstoffe, wie z. B. Kongorot das gleiche Verhalten aufweisen. Bei den Bastfasern, für die obige Reaktionen infolge der Gegenwart von Pektinstoffen eine Beurteilung nicht zulassen, tritt die bekannte Reaktion mit Phlorogluzinsalzsäure an den dem Licht direkt ausgesetzt gewesenen Stellen schon nach vierteljähriger Bewetterung nicht mehr, bei Jute nur noch sehr schwach ein; dagegen tritt an den durch Fadenverkreuzung verdeckt gewesenen Stellen noch nach einjähriger Bewetterung deutliche Rötung mit Phlorogluzinsalzsäure ein, besonders bei

[1] Die in üblicher Weise ermittelten Quadratmetergewichte sind nach Maßgabe der bei der Bewetterung eingetretenen Schrumpfung auf den ursprünglichen Zustand reduziert worden.

[2] Die ermittelten Werte geben an, wieviel Substanz bei ½stündiger Behandlung mit kochender Normal-Natronlauge in 100facher Flottenmenge in Lösung gegangen ist; die Berechnung in Prozenten bezieht sich auf das Gewicht der unbewetterten Probe.

[3] Hergestellt von der Quarzlampen-Gesellschaft m. b. H., Hanau am Main.

Digitized by Google

Jute, ein sichtbarer Beweis dafür, daß die Zerstörung hauptsächlich durch Licht hervorgerufen worden ist. Auch die bekannte Rotfärbung gechlorter Jute mit Natriumsulfit erfährt mit zunehmender Bewetterung eine merkliche Abnahme.

Unter dem Mikroskop ist eine Veränderung der Faserstruktur an den bewetterten Proben nicht zu beobachten, jedoch weisen die Quellungserscheinungen mit Kupferoxydammoniak an den bewetterten Baumwoll- und Flachsfasern erhebliche Unterschiede gegenüber den unbewetterten Rohfasern auf. Die bewetterte Baumwolle gibt die bekannten tonnenförmigen oder perlenschnurartigen Quellungen nicht mehr, sondern quillt — ähnlich wie gebleichte Baumwolle — breit und gleichmäßig, ohne Einschnürungen, auf, wie Abb. 21 zeigt;

Abb. 21. Quellung bewetterter Baumwollfasern in Kupferoxydammoniak.

Abb. 22. Quellung bewetterter Flachsfasern in Kupferoxydammoniak.

offenbar ist durch die Bewetterung die Kutikula zerstört worden, wofür auch die Kongorotprobe nach Bright[1] spricht, denn die bewetterte Baumwollfaser quillt in Natronlauge und färbt sich darauf mit Kongorot erheblich stärker als die unbewetterte. Auch die Flachsfaser gibt bei längerer Einwirkung der Quellflüssigkeit ein ähnliches Bild, nachdem zuvor die Quellung an den „Verschiebungen" eingesetzt und den Innenschlauch an diesen Stellen aufgetrieben hat (Abb. 22); der am unbelichteten Rohflachs zurückbleibende, charakteristische, vielfach gewundene feine Innenschlauch tritt an den bewetterten Proben nicht auf.

Nach diesen orientierenden Vorversuchen wird es Aufgabe künftiger Versuche sein müssen, die Einflüsse von Dicke (Tiefenwirkung), Porosität (Drehung, Zwirnung, Dichte), der Veredlung (Bleichen, Mercerisieren), der Färbung mit im Ultraviolett absorbierenden Farbstoffen, von Metallsalzen (Chrom, Kupfer), von Gerbsäuren und Ölimprägnierung auf den Grad der Schädigung durch Bewettern eingehender festzustellen. Besonders für Pflanzenfasern sind derartige Untersuchungen von Bedeutung mit Rücksicht auf die verbreitete Anwendung solcher Gewebe als Wagenplanen, Zelt- und Segelstoffe usw., die den Einflüssen der Witterung besonders ausgesetzt sind; einzubeziehen wären ferner in diese Untersuchungen die Hartfasern, die in Form von Garn und Tauen ebenfalls im praktischen Gebrauch den Unbilden der Witterung unterworfen sind. —

Die vorliegenden Untersuchungen haben in allen Fällen gezeigt, daß die beim Bewettern eintretende Zerstörung von Faserstoffen ein im wesentlichen sich an der Oberfläche der belichteten Seite der Gewebe abspielender Vorgang ist, der auf die Wirkung der kurzwelligen, hauptsächlich ultravioletten Strahlen des Sonnenlichts zurückzuführen ist, wobei zum Teil die Gegenwart von Feuchtigkeit in einem den Zerfall fördernden Sinne mitwirkt. Vergleicht man die Ergebnisse der Festigkeitsprüfung der bewetterten Proben mit den früheren Ergebnissen der mit ultravioletten Strahlen belichteten Faserstoffe[1] unter Zuhilfenahme des gewonnenen Kurvenmaterials, so findet man, daß sich alle Faserstoffe bei beiden Versuchsreihen in der ersten Zeit annähernd analog verhalten, im weiteren Verlauf der Bewetterung verschieben sich jedoch die Verhältnisse erheblich bei Wolle und Bastfasern gegenüber dem Verhalten bei U-Licht, und zwar offenbar durch die hier nicht unerhebliche reaktionsbeschleunigende Mitwirkung der Feuchtigkeit beim Zerstörungsvorgang. Beurteilt man die Empfindlichkeit der untersuchten Gewebe gegen Bewetterung nach der Zahl der Sonnenscheinstunden (in Klammern angegeben), die erforderlich ist, um einen Festigkeitsverlust herbeizuführen, der

[1] Bright: J. Text. Inst. Bd. 17, S. 396 (nach einem Referat im Chem. Zentralbl. 1926 II, S. 2131).

[1] Heermann und Sommer: Leipz. Monatschr. f. Textilind. 1925, H. 5/6.

Digitized by Google

das Gewebe zur Weiterverwendung praktisch unbrauchbar macht, also etwa die Hälfte der Ursprungsfestigkeit, so ergibt sich folgende Reihe: am empfindlichsten ist die Seide (200) und Jute (400), in größerem Abstand folgen Kunstseide (900), Baumwolle (940), Flachs (990), Hanf (1100) und rohe Wolle (1120), am günstigsten verhält sich chromierte Wolle (etwa 1900). Es sei jedoch ausdrücklich bemerkt, daß sich diese Wertung nicht auf den Faserstoff als solchen, sondern auf die für die vorliegenden Untersuchungen benutzten Gewebe bezieht, da die ungleiche Dicke der Stoffe unberücksichtigt geblieben ist.

Der Nachweis chemischer Schädigung bei Erzeugnissen aus Pflanzenfasern[1].

Von **H. Sommer.**

Erzeugnisse aus pflanzlichen Faserstoffen neigen überall, wo sie chemischen Einwirkungen ausgesetzt sind, sei es während der Fabrikation oder Veredelung oder im praktischen Gebrauch, leicht zu Schädigungen, die sich häufig als versteckte Fehler erst viel später und oft in verhängnisvoller Weise durch verminderte Haltbarkeit der Ware auswirken können. Nicht nur für den Verbraucher, auch für den Hersteller ist es daher von Nutzen, solche Schäden rechtzeitig zu erkennen und ihre Ursachen zu ermitteln, um weitergehenden Schaden durch entsprechende Maßnahmen zu verhüten und sich vor wirtschaftlichen Verlusten zu schützen.

Die zumeist vorkommenden Schädigungen, die sich durch eine mehr oder weniger große Faserschwächung oder Vermürbung kenntlich machen, sind auf die Bildung von Oxyzellulose und Hydrozellulose zurückzuführen. In besonderen Fällen kann auch eine schädigende Einwirkung von Licht, Luft und Wetter vorliegen.

Oxyzellulose kann auf verschiedene Weise entstehen. Häufig ist sie durch Einwirkung heißer Laugen in Gegenwart von Luftsauerstoff bedingt, so z. B. beim Beuchen, wenn der Beuchkessel ungenügend entlüftet oder die Ware durch die Kochflüssigkeit ungenügend bedeckt ist; die Größe der eintretenden Schädigung ist von Konzentration, Temperatur und Zeitdauer der Einwirkung abhängig. Auch bei anderer Gelegenheit kann die Gegenwart von Alkali schädigend wirken. In einem Falle war z. B. ein Oberhemd nach dem Bügeln an den gestärkten Stellen morsch geworden; die Prüfung ergab, daß die verwendete Stärke erhebliche Mengen freien Alkalis enthielt, mit dem sie vermutlich aufgeschlossen worden war, und welches in der Bügelhitze zur Bildung von Oxyzellulose geführt hatte. Oxyzellulose entsteht ferner bei unsachgemäßer Anwendung von Bleichmitteln, je nach Konzentration, Temperatur und Zeitdauer beim Bleichen, bei spontaner Zersetzung des Bleichmittels durch Säuren usw. Lokale Schädigungen dieser Art treten beim Bleichen durch ungenügende Auflösung des Bleichmittels (Chlorkalk, Perborat u. a.) oder durch katalytische Wirkung bei Anwesenheit gewisser Metalle (Kupfer, Eisen, Blei) auf. Auch Rückstände von Bleichmitteln, die infolge ungenügender Wäsche, Neutralisation, Absäuerung usw. in der Ware verbleiben, können noch nachträglich ihre verderbliche Wirkung ausüben.

Hydrozellulose entsteht dagegen, je nach Konzentration, Temperatur und Zeitdauer, durch Einwirkung von Säuren, vornehmlich Mineralsäuren. Die die Schädigung verursachende Säure kann infolge ungenügenden Waschens vom Absäuern nach dem Bleichen zurückgeblieben sein — Pflanzenfasern halten bekanntlich beim Waschen geringe Mengen von Säuren hartnäckig zurück —, sie kann aber auch aus Schlichtmitteln stammen, die in der Hitze hydrolytisch leicht spaltbare Salze, wie Chlorzink, Chlormagnesium u. a. enthalten. Besonders die immer wieder anzutreffende Unsitte des Chlormagnesiumzusatzes zur Schlichte gibt häufig beim Sengen Anlaß zu größeren Schädigungen durch die in der Hitze abgespaltene Salzsäure; man sollte daher in Lohnbleichereien nicht unterlassen, die Ware vor dem Sengen auf evtl. Gehalt an Chlormagnesium zu prüfen und dieses gegebenenfalls vorher durch Waschen zu entfernen. Weitere Schädigungsmöglichkeiten sind durch Avivage mit Mineralsäuren und — bei stranggefärbten Halbwollwaren — durch Übertragung von Säurerückständen von der Wolle, die beim Färben in ihr zurückgeblieben sein können, auf die Baumwolle gegeben. Auch Stempelfarben, die mitunter zur Kennzeichnung von Wäschestücken verwendet werden, enthalten häufig einen Säurezusatz, der an der betr. Stelle zur Vermürbung führen kann. Schließlich können auch beim Färben von Anilinschwarz, wenn der Oxydationsvorgang nicht normal verläuft, durch die freiwerdende Salzsäure erhebliche Verbrennungen eintreten, und bekannt ist ferner die sog. Autoxydation von Schwefelschwarzfärbungen beim Lagern, die besonders leicht dann eintritt, wenn eine Bichromatnachbehandlung unterlassen worden ist, und die eine allmähliche Vermürbung der Ware durch die entstandene Schwefelsäure herbeiführen kann. Auch der „Säurefraß" beim Lagern von Nitrokunstseide, entstanden durch Einwirkung der aus labilen Schwefelsäure-Zelluloseestern freigewordenen Schwefelsäure, beruht auf Hydrozellulosebildung, ebenso das Morschwerden $^1/_4$ oder $^1/_2$ gebleichten Leinengarns bei längerem Lagern; letzteres beruht auf dem Umstand, daß die Eiweißkörper der Flachsfaser bei der Chlorbleiche chloriert werden und das entstehende Chloramineiweiß, das selbst intensivem Waschen, Absäuern und Spülen widersteht, wenn es nicht durch Antichlor unschädlich gemacht worden ist, beim Lagern allmählich Salzsäure abspaltet.

Schädigungen durch Licht und Wetter kommen nur für Stoffe in Frage, die — wie z. B. Segeltuche für Wagenplanen, Zelte, Flugzeugbespannstoffe usw. — dauernd im Freien verwendet werden. Wirksam sind hierbei die ultravioletten Strahlen des Sonnenlichtes, die eine mit Faserschwächung verknüpfte Veränderung der Zellulose herbeiführen (Photozellulose), wobei Feuch-

[1] Original: Spinner und Weber 1927, Nr. 22/23.

Digitized by Google

tigkeit reaktionsbeschleunigend mitwirkt. Da im allgemeinen eine längere Einwirkung der Atmosphären erforderlich ist, um eine merkliche Schwächung herbeizuführen, dürfte eine ernstliche Schädigung z. B. bei der Rasenbleiche von Wäsche unter normalen Umständen nicht zu erwarten sein.

Beim Vorliegen einer Faserschwächung kann die Kenntnis der hauptsächlichsten Entstehungsmöglichkeiten die Prüfung auf Ursache des Fehlers zwar erleichtern, doch muß man sich stets vor Augen halten, daß die Feststellung der Ursache oft sehr schwierig, ja häufig unmöglich ist, da die gebräuchlichen Reaktionen auf Oxy- und Hydrozellulose nicht eindeutig sind und die für die Aufklärung wichtigen Begleitsubstanzen durch besondere Umstände, wie B. z. im Gebrauch bereits vorgenommene Wäsche, entfernt worden sein können. Im folgenden soll eine Übersicht über die gebräuchlichsten Nachweisverfahren chemischer Schädigung bei Pflanzenfasern gegeben werden.

Der Nachweis von Oxyzellulose

gelingt nur deutlich, wenn mit der Ware keine Nachbehandlung mit heißen Alkalien vorgenommen worden ist, in denen Oxyzellulose bekanntlich löslich ist; auch kann sie schon teilweise in den Bleichbädern in Lösung gegangen sein. Erschwerend kommt hinzu, daß Hydrozellulose, Pektinstoffe, Stärkeabbauprodukte (Dextrin, Zucker), Fette in den meisten Fällen die gleichen Reaktionen ergeben, so daß ein eigentlich typisches Reagens für Oxyzellulose bisher noch fehlt und man bei der Beurteilung der Reaktionen Vorsicht üben muß.

In der Praxis wird vielfach das Ausfärben mit kalter oder heißer 0,1proz. Methylenblaulösung[1] mit nachherigem gründlichen Waschen in kaltem bzw. siedendem Wasser angewendet, wobei sich Oxyzellulose stärker als reine Zellulose anfärbt. Ristenpart[2] hat diese Methode quantitativ ausgestaltet, indem er den Weißgehalt der 10 Min. in kalter 0,001proz. Methylenblaulösung ($^1/_2$ l für eine 5 qcm große Probe) ausgefärbten Probe mit dem Halbschattenphotometer nach Ostwald unter Zwischenschaltung einer Gelbscheibe mißt und auf den Weißgehalt der ungefärbten Ware bezieht; die „Methylenblauzahl", d. i. die Zunahme des Quotienten

$$\frac{\text{Weißgehalt umgefärbt}}{\text{Weißgehalt der Methylenblaufärbung}}$$

der gebleichten Ware gegenüber dem gleichen Quotienten der Rohware, ausgedrückt in Prozenten der letzteren, soll bei richtiger Bleiche nahe bei Null liegen. Es hat sich jedoch herausgestellt, daß das Methylenblauverfahren nicht immer zuverlässig ist; nach Kind[3] kann auch oxyzellulosefreie Bleichware, wenn sie — wie dies bei der Wäsche mit wasserglashaltigen Waschmitteln vorkommen kann — insbesondere mit kieselsaurem Kalk inkrustiert ist, ebenfalls erhöhtes Anfärbevermögen aufweisen, und auch Kauffmann[4] führt das stärkere Anfärben oxyzellulosehaltiger Ware lediglich auf physikalische Veränderung der Faserstruktur zurück und konnte eine erhöhte Farbstoffaufnahme auch für Hydrozellulose feststellen.

Eine Reihe von Reaktionen auf Oxyzellulose beruht auf deren Reduktionswirkung. Legt man nach R. Scholl die Probe in eine Aufschlämmung feinverteilten Indanthrengelbs (Flavanthren) in 10proz. Natronlauge, quetscht ab und hält sie über Wasserdampf, so tritt an den oxyzellulosehaltigen Stellen infolge Verküpung des Farbstoffs Blaufärbung ein. — Alkalische Metallsalzlösungen (Neßlers Reagens, ammoniakal. Silberlösung, Fehlingsche Lösung) werden ebenfalls durch Oxyzellulose reduziert; da dieselben auch von Stärkeabbauprodukten, Pektinstoffen, Fetten usw. reduziert werden, muß die Probe vorher durch Extrahieren mit Fettlösungsmitteln und Abkochen mit Wasser von diesen Stoffen befreit werden, insbesondere ist auch eine vorsichtige Beurteilung beim Vorliegen pektinhaltigen Materials (Leinen) geboten.

Neßlersches Reagens (10 g Quecksilberjodid in 5 g Jodkalium : 50 Wasser gelöst, dazu 20 g Natronhydrat : 50 Wasser) gibt beim Bestreichen der Ware an oxyzellulosehaltigen Stellen Grau-Braunfärbung.

Eine Gelb- bis Braunfärbung erhält Oxyzellulose beim Behandeln mit ammoniakalischer Silbernitratlösung (10 ccm $n/_{10}$-Silbernitrat, 1,5 ccm konz. Ammoniak, 4 ccm $n/_{10}$-Natronlauge; farblose Lösung); die Reaktion tritt schon in der Kälte, gegebenenfalls beim Erwärmen auf 50 bis 60° ein. Goetze[1] verwendet das Silberreagens insbesondere zur quantitativen Bestimmung von Oxyzellulose in Kunstseide; da auch normale Kunstseide in merklichen Mengen in Alkali, besonders in der Hitze, löslich ist, bereitet er das Reagens ohne Alkalizusatz (1 Liter 1 proz. Silbernitratlösung + 7,0 g Natriumazetat) und verfährt folgendermaßen: 1 g Faser wird auf dem Wasserbade mit 20 ccm Silberreagens $^1/_2$ St. erwärmt, abgequetscht und ausgewaschen; das auf der Faser abgeschiedene Silber wird mit verdünnter Salpetersäure gelöst und mit $n/_{100}$-Rhodanammoniumlösung (Eisenammoniumalaunlösung als Indikator) titrimetrisch bestimmt; dieselbe Probe wird hierauf nochmals in gleicher Weise behandelt und die erneut bestimmte Silbermenge von der ersten in Abzug gebracht; auf 100 g Substanz berechnet, erhält man die sog. „Silberzahl", die bei normaler Kupferseide etwa 10, bei normaler Viskose und Nitroseide etwa 80 betragen soll.

Die Furfurolreaktion (Rotfärbung mit Phlorogluzin), die einerseits das Lignin, andererseits aber auch Oxyzellulose beim Destillieren mit Salzsäure liefert, kann nach Goetze[2] ebenfalls zur Erkennung der Oxyzellulose herangezogen werden. Hydrozellulose gibt die gleiche Reaktion nur ganz schwach und kann durch Einhaltung besonderer Versuchsbedingungen ausgeschaltet werden. Man erreicht dies, wenn man das Fasermaterial nicht mit Salzsäure destilliert, sondern direkt mit 1 : 1 verdünnter konz. Salzsäure im Reagensglas bei Gegenwart von etwas Phlorogluzin kocht. Bei normal gebleichtem Material tritt nur eine schwache Rosafärbung, bei überbleichtem Material intensive Rotfärbung ein.

[1] F. H. Thies: Färber-Ztg. 1913, S. 25.
[2] E. Ristenpart und E. Pfau: Leipz. Monatschr. f. Textilind. 1923, H. 4, 9, 12.
[3] W. Kind: Spinner Weber 1925, H. 41.
[4] H. Kauffmann: Melliand Textilber. 1925, H. 8.

[1] K. Goetze: Z. angew. Chem. 1926, S. 343.
[2] K. Goetze: Seide 1926, S. 429, 470.

Digitized by Google

Am häufigsten wird das Reduktionsvermögen der Oxyzellulose gegenüber Fehlingscher Lösung (Lösung I: 34,6 g krist. Kupfersulfat in 500 ccm Wasser; Lösung II: 173 g Seignettesalz (Kaliumnatriumtartrat) und 52 g Natriumhydroxyd in 500 ccm Wasser; Lösung I und II getrennt aufbewahren und vor dem Gebrauch gleiche Volumina miteinander mischen) zum Nachweis herangezogen; kocht man die zu prüfende Ware einige Minuten in der klaren, blauen Lösung, so setzt sich beim Vorhandensein von Oxyzellulose rotes Kupferoxydul auf der Faser ab. Schwalbe[1] hat auf Grund dieser Reaktion eine Methode zur quantitativen Bestimmung von Oxyzellulose ausgearbeitet; von der lufttrockenen Probe werden 2 bis 3 g eine Viertelstunde in 100 ccm Fehlingscher Lösung gekocht, nach Zufügung von Infusorienerde abgesaugt und ausgewaschen. Das abgeschiedene Kupferoxydul wird durch $^1/_4$stünd. Erwärmen mit 30 ccm 6,5proz. Salpetersäure gelöst, das Kupfer elektrolytisch bestimmt und auf 100 g Substanz als „Kupferzahl" berechnet. Da diese Bestimmung zeitraubend und umständlich ist, sind verschiedene vereinfachte Ausführungen vorgeschlagen worden, nach denen das abgeschiedene Kupferoxydul gelöst und mit Kaliumpermanganat titriert wird[2]. Das vereinfachte Verfahren von Braidy[3] bedient sich an Stelle der natron-alkalischen Seignettesalzlösung einer Soda-Bikarbonatmischung (50 g Natriumbikarbonat, 350 g krist. Natriumkarbonat auf 1 l Wasser), von der 95 ccm unmittelbar vor dem Gebrauch mit 5 ccm Kupfersulfatlösung (100 g krist. Kupfersulfat auf 1 l Wasser) vermischt, zum Sieden erhitzt und über 2,5 g der zu prüfenden Probe in einem wenig mehr als 100 ccm fassenden Erlenmeyerkolben gegossen wird; das gut verschlossene Gefäß wird 3 St. in kochendes Wasser getaucht, der Inhalt dann abgesaugt und die Probe erst mit verdünnter Sodalösung, dann mit heißem Wasser ausgewaschen. Das abgeschiedene Kupferoxydul wird auf dem Filter aus der Baumwolle mit 2mal 15 ccm Ferrisulfatlösung (100 g Ferrisulfat, 140 ccm konz. Schwefelsäure auf 1 l Wasser) herausgelöst, die Baumwolle mit doppeltnormaler Schwefelsäure nachgewaschen und die vereinigten Filtrate mit $n/_{25}$-Permanganatlösung titriert, von der 1 ccm etwa 2,5 mg reduziertem Kupfer entspricht. — Ein weiteres Verfahren ist von Dokkum[4] angegeben worden; 20 ccm Fehlingscher Lösung werden mit 60 ccm Wasser 15 Min. gekocht, nach dem Abkühlen 10 ccm 30proz. Jodkaliumlösung und 10 ccm 25proz. Schwefelsäure hinzugegeben und mit $n/_{10}$-Natriumthiosulfatlösung (Stärkelösung als Indikator) zurücktitriert (Blankoversuch). 2 g der Probe werden nun mit 60 ccm Wasser gekocht, nach dem Abkühlen 20 ccm Fehlingsche Lösung zugefügt, 15 Min. gekocht und abgekühlt. Es werden 10 ccm 30proz. Jodkaliumlösung, 10 ccm 25proz. Schwefelsäure und die beim Blankoversuch ermittelten Kubikzentimeter $n/_{10}$-Natriumthiosulfat hinzugefügt und darauf mit $n/_{10}$-Jodlösung titriert; 1 ccm $n/_{10}$-Jodlösung entspricht 6,33 mg Kupfer. — Da die Kupferzahlen je nach der Analysenmethode verschieden ausfallen[1], muß die Art der Bestimmung stets angegeben werden; rohe Baumwollgarne weisen Kupferzahlen von etwa 0,5 bis 1,0, gut gebeuchte und oxyzellulosefreie von etwa 0,03, stark oxyzellulosehaltige bis zu 4 auf.

Die Anwesenheit von Oxyzellulose macht sich ferner durch Vergilben beim Trocknen (1 St. bei 105 bis 110° im Trockenschrank) bemerkbar. Eine starke Vergilbung tritt auch bei $^1/_2$ bis 1stündigem Dämpfen bei 1 bis 2 Atm. ein, doch geben auch Pektinstoffe und andere Verunreinigungen ähnliche Gelb- bzw. Braunfärbung.

Eine besonders einfache Methode des Oxyzellulosenachweises ist ferner die Gelbfärbung beim Kochen mit 10proz. Natronlauge; bei stark oxyzellulosehaltiger Ware färbt sich auch die Lösung gelb. Es ist dabei zu beachten, daß hierbei auch evtl. anwesende Pektinstoffe eine ähnliche Färbung geben. Kauffmann[2] benutzt die Alkalilöslichkeit der Oxyzellulose zu einer quantitativen Bestimmungsmethode, die sich bei Baumwolle als zweckmäßig und leicht auszuführen erwiesen hat, sofern man für vorherige Entfernung von Fett, Pektinstoffen und Stärkeabbauprodukten, die das Ergebnis beeinflussen können, durch Extraktion mit Äther und Auskochen mit Wasser bzw. Diastaforbehandlung Sorge trägt. 1 g der trockenen bzw. 1,06 g der lufttrockenen Probe werden in einem Erlenmeyerkolben mit 150 ccm 3proz. Natronlauge genau $^1/_2$ Stunde gekocht; man filtriert nach dem Erkalten durch Glaswolle in einen 500-ccm-Meßkolben, wäscht sorgfältig nach und füllt bis zur Marke auf; 100 ccm der Lösung (bei stärkerer Gelbfärbung 50 ccm) werden herauspipettiert, mit 20 bis 40 ccm 10proz. Schwefelsäure und 20 ccm $n/_{10}$-Kaliumpermanganat versetzt und genau 10 Min. im Sieden erhalten. Nach Abkühlen auf 70° wird mit 20 bis 40 ccm 10proz. Schwefelsäure versetzt, mit 22 ccm $n/_{10}$-Oxalsäure entfärbt und mit $n/_{10}$-Kaliumpermanganat bis zur bleibenden Rosafärbung titriert. Der erhaltene Wert stellt nach Abzug der überschüssigen Kubikzentimeter $n/_{10}$-Oxalsäure (2 ccm), auf 500 ccm umgerechnet, die Abkochzahl der betr. Kochung dar. Da bei der ersten Kochung nicht sämtliche Oxyzellulose von der Faser abgelöst wird, müssen die Kochungen in gleicher Weise wiederholt werden, bis der Verbrauch an $n/_{10}$-Kaliumpermanganat konstant bleibt (Grundwert), wozu oft 6 und mehr Abkochungen erforderlich sind; dieser Grundwert ist vom Werte jeder Kochung abzuziehen, die Summe der korrigierten Werte ist die Abkochzahl. Für wissenschaftliche Untersuchungen hat Kauffmann[3] noch die Ermittlung der Sauerstoffzahl angegeben, d. i. die zur vollständigen Oxydation von 1 g des in konz. Schwefelsäure gelösten Materials erforderlichen Kubikzentimeter $n/_{10}$-Kaliumpermanganat. Für reine Zellulose beträgt die Sauerstoffzahl etwa 1470, für oxyzellulosehaltige Ware ist sie entsprechend niedriger; zieht man von der ermittelten Sauerstoffzahl die betr. Abkochzahl ab, so kann man, auf 1470 berechnet, den Prozentsatz an noch

[1] C. Schwalbe: Chemie der Zellulose, 1911, S. 625.

[2] Siehe z. B. Hägglund: Papierfabrikant 1919, S. 301; Knecht und Thompson: J. Soc. Dyers and Col. 1920, S. 255; Clibbens und Geake: Shirley Inst. Mem. 1924, S. 383; E. Benesch: Chem.-Zg. 1924, Nr. 141.

[3] Braidy: J. Text. Inst. 1924, T. 27.

[4] T. Dokkum: Leipz. Monatschr. f. Textilind. 1925, H. 6.

[1] H. Korte: Melliand Textilber. 1925, H. 9.

[2] Kauffmann: Melliand Textilber. 1923, S. 333, 385.

[3] H. Kauffmann: Melliand Textilber. 1925, H. 8.

Digitized by Google

intakter Zellulose berechnen oder — als Differenz — den entsprechenden Oxyzellulosegehalt. Wie Angele[1] jedoch dargelegt hat, genügt für die Praxis der Baumwollbleicherei die einfache Ermittlung der ersten Abkochzahl; bei gut gebleichter Ware soll diese nicht größer als 10 bis 12, bei gut gebeuchter Ware nicht größer als 10 bis 15 sein.

Leider haftet allen quantitativen Oxyzellulosebestimmungen eine große Unsicherheit insofern an, als man nie wissen kann, ob nicht Teile der Oxyzellulose bereits durch irgendwelche Behandlung in Lösung gegangen sind und daher nicht mehr erfaßt werden können, und wie weit sich noch andere, sich gleichartig verhaltende Stoffe störend bemerkbar machen. Insbesondere trifft dies nach Kind[2] für die Flachsfaser zu, bei welcher infolge ihres Pektingehaltes Permanganatmethode und Kupferzahl nicht so zuverlässig sind wie bei Baumwolle. Aber auch bei letzterer sind falsche Werte durchaus denkbar, z. B. bei nach dem System der Mohrschen Kaltbleiche gebleichter Ware, die noch merkliche Mengen reduzierender und alkalilöslicher Verunreinigungen enthält. Man wird daher stets auch noch die Reißfestigkeit zur Beurteilung heranziehen müssen, und zwar — da die Abbauprodukte durch verklebende Wirkung eine höhere Festigkeit vortäuschen können — zweckmäßig nach einer vorhergehenden Sodaabkochung und möglichst im Vergleich zur Festigkeit der betreffenden Rohprobe.

Der Nachweis, worauf eine vorhandene Oxyzellulosebildung zurückzuführen ist, ist nur in den seltensten Fällen erfolgreich. Bleichmittelrückstände weist man an der mineralsauer gemachten Probe mit Jodkaliumstärkepapier oder Chlorzinkjodstärkelösung nach (Blaufärbung); ungelöst gebliebenen Bleichmittelteilchen (Chlorkalk, Perborat) zeigen sich durch punktförmige stärkere Anfärbung an. Nach Herbig[3] ist der Nachweis von freiem Chlor bei gechlorten Wäschestücken nur möglich, und zwar in den Nähten des Stoffes, wenn die Chlorbehandlung nicht länger als 3 Wochen zurückliegt. Katalyseschäden durch Metalle werden mit angesäuerter Ferrozyankalilösung nachgewiesen (Blaufärbung bei Eisen-, Braunfärbung bei Kupfersalzen), sind aber analytisch nicht mehr zu erfassen, wenn die Metallverunreinigungen im Verlauf des Bleichprozesses in Lösung gegangen sind.

Für den

Nachweis von Hydrozellulose

können dieselben Reaktionen wie für Oxyzellulose benutzt werden; dieser Umstand bedingt eine besondere Schwierigkeit beim Nachweis, ob es sich um Oxy- oder Hydrozellulose handelt. Im allgemeinen fallen die Reaktionen bei Hydrozellulose etwas schwächer als bei Oxyzellulose aus. Der sicherste Anhalt für das Vorliegen von Hydrozellulose dürfte darin zu finden sein, daß sich in der geschädigten Ware stets noch etwas freie Säure mit Lackmus oder Methylorange nachweisen läßt, — vorausgesetzt, daß diese durch Wäsche usw. nicht nachträglich entfernt worden ist. Das Vorliegen sehr geringer Mengen von Säure kann man nach Zänker und Schnabel[1] noch nachweisen, wenn man 2 bis 3 g des stark angefeuchteten Materials in einer Schale auf etwa 50% Feuchtigkeitsgehalt eindampft und unter der Presse mit violettem Lackmuspapier prüft. Ob die gefundene Säuremenge eine merkliche Schädigung herbeizuführen vermag, stellt man durch Festigkeitsprüfung der Probe vor und nach einstündigem Erhitzen auf 105 bis 110° fest.

Aus der Art der vorliegenden Säure und den besonderen Begleitumständen läßt sich ein gewisser Rückschluß auf die Ursache der Schädigung ziehen. Man hat vor allem nach Salzsäure, nachweisbar durch Silbernitratlösung, und Schwefelsäure, nachweisbar durch Bariumchloridlösung, und deren saure bzw. säureabspaltende Salze zu fahnden. Ist z. B. in einer Baumwollware die Schwächung vorwiegend in der Kettrichtung eingetreten und im wässerigen Auszug die Gegenwart von Chlor- und Magnesiumionen nachgewiesen worden, so dürfte die Schädigung durch hydrolytische Spaltung von aus der Schlichte stammendem Chlormagnesium beim Sengen eingetreten sein; steht die zugehörige Rohprobe zur Verfügung, so muß sich in dieser ebenfalls Chlormagnesium nachweisen lassen und beim heißfeuchten Bügeln oder Erhitzen auf 120° eine saure Reaktion und Festigkeitsverlust eintreten. — In $^1/_4$ gebleichten Leinengarnen deutet das gleichzeitige Auftreten einer Chlor- und einer Salzsäurereaktion, besonders wenn letztere nach längerem Erhitzen auf 120° verstärkt eintritt, auf das Vorhandensein von Chloreiweiß, das sich gegenüber Jodkaliumstärkepapier wie „aktives" Chlor verhält, zeigt mithin das Unterlassen einer Antichlorbehandlung an. — Der Zusammenhang von Stempelfarbe an einer morschen Stelle und einer sauren, meist von Salzsäure herrührenden Reaktion ergibt sich von selbst, ebenso zwischen Schwefelsäuregehalt und mit Säurefarbstoff gefärbter Wolle in Halbwollgeweben mit vermorschtem Baumwollgarn. — Beim Auftreten von Schwefelsäureionen im wässerigen Auszug geschädigter Kunstseide vergewissere man sich, ob Nitroseide vorliegt (Blaufärbung und Diphenylamin-Schwefelsäure); ist dies der Fall und ergibt die „Stabilitätsprobe" nach Heermann[2] an der sulfatfrei gewaschenen, luftgetrockneten Probe (1stündiges Erhitzen bei 135 bis 140°) weitere Schwächung und erneutes Auftreten schwefelsaurer Reaktion, so liegt zelluloseschwefelsäureesterhaltige Nitroseide vor. Gegebenenfalls ist mit Rücksicht auf die die Schwefelsäureabspaltung fördernde Wirkung organischer Säuren beim Griffigmachen, z. B. kunstseidener Strümpfe, die „verschärfte Stabilitätsprobe" nach Ristenpart[3] vorzunehmen (Tränken der Kunstseide mit 1proz. Essigsäure und Trocknen an der Luft vor der Versuchsausführung); Stadlinger[4] hält diese Prüfung jedoch für zu scharf und schlägt dafür

---

[1] Angele: Leipz. Monatschr. f. Textilind. 1925, H. 12.

[2] W. Kind: Dtsch. Leinen-Industrieller 1926, H. 51, 52; 1927, H. 1.

[3] W. Herbig: Färber-Ztg. 1913, S. 201.

[1] W. Zänker und Schnabel: Färber-Ztg. 1913, S. 260.

[2] P. Heermann: Mitt. Materialpr.-Amt 1910, H. 4; Färber-Ztg. 1913, H. 1.

[3] E. Ristenpart: Z. ges. Textilind. 1925, Nr. 42.

[4] H. Stadlinger: Melliand Textilber. 1926, H. 8/9.

Digitized by Google

seine „Appreturfestigkeitsprüfung" vor (Tränken mit 1 proz. Essigsäure, 15 Min. auf 127° erhitzen). — Bei schwarzgefärbten Baumwollwaren kann die Schädigung durch den Färbeprozeß verschuldet sein; liegt Anilinschwarz vor (Erkennung: Chlorlösung von 1° Bé entfärbt nicht, färbt höchstens braun), so kann eine Vermürbung bei der Oxydation eingetreten sein, die dabei frei gewordene Salzsäure dürfte jedoch durch die nachfolgende Behandlung entfernt und nicht mehr nachweisbar sein. Kann man in Schwefelschwarzfärbungen (Erkennung: Chlorlösung von 1° Bé entfärbt fast vollständig) Schwefelsäure nachweisen und ergibt die sulfatfrei gewaschene Probe nach längerem Erhitzen auf 120° erneut das Vorhandensein freier Schwefelsäure, so ist als Ursache der Schädigung ein zur Autoxydation neigender Schwefelfarbstoff und die evtl. Unterlassung einer Bichromatnachbehandlung anzunehmen. —

Der Nachweis der durch

Licht- und Wetterschäden

entstandenen Photozellulose ist, da sie die gleichen Reaktionen wie die Oxyzellulose gibt, auf diesem Wege ebenfalls nicht eindeutig. Als Unterscheidungsmerkmal dient nach Kauffmann[1], sofern es sich um von Verunreinigungen freie Baumwolle handelt, nur die Sauerstoffzahl (s. oben), welche bei Photozellulose derjenigen von intakter Zellulose gleich, bei Oxyzellulose jedoch niedriger ist. In den meisten Fällen handelt es sich jedoch bei den dem Licht und der Witterung ausgesetzten Erzeugnissen, wie z. B. bei Wagenplanen, um Fasern im Rohzustand. Nach eigenen Untersuchungen[1] tritt die Schädigung zunächst nur an der dem Licht direkt zugewandt gewesenen Seite ein; Rohbaumwolle und Rohflachs zeigen, wenn sie durch Licht geschädigt sind, unter dem Mikroskop nicht mehr die für normale Fasern typischen Quellungserscheinungen mit Kupferoxydammoniak. Die verholzten Fasern Flachs, Hanf, Jute weisen ferner auf der licht- und wettergeschädigten Seite eine weitgehende Zerstörung der verholzten Bestandteile auf, wie sich durch schwächere Rotfärbung bzw. deren Ausbleiben beim Behandeln mit Phlorogluzin-Salzsäure nachweisen läßt. Im ultravioletten Licht der Analysen-Quarzlampe, dem die sichtbaren Lichtstrahlen durch ein Ultraviolettfilter entzogen sind, erscheinen bewetterte pflanzliche Faserstoffe in einem dunkelvioletten Farbton, wie er sonst bei Schädigungen durch Chemikalien usw. nicht beobachtet worden ist.

Erwähnt sei schließlich noch das mikroskopische Verfahren von Bright[2] zur Erkennung mechanischer und chemischer Schädigung an roher Baumwolle. Die angefeuchtete Faserprobe wird 5 Min. in 11 proz. Natronlauge gelegt, nach dem Auswaschen 9 Min. mit 2 proz. Kongorotlösung behandelt; nach erneutem gründlichem Auswaschen wird in 18 proz. Natronlauge gelegt und mikroskopiert. Es tritt eine erhebliche tiefere Anfärbung überall dort ein, wo die Kutikula durch den mechanischen oder chemischen Angriff verletzt worden ist.

[1] H. Kauffmann: Melliand Textilber. 1926, H. 7.

[1] H. Sommer: Leipz. Monatschr. f. Textilind. 1927, H. 1—4.
[2] Th. B. Bright: J. Text. Inst. 1925, S. 396.

Zur Frage der Gleichmäßigkeitsprüfung von Gespinsten[1].

Von **H. Sommer.**

Für die Verarbeitung eines Garnes besitzt die Gleichmäßigkeit neben anderen wesentlichen Eigenschaften eine nicht zu unterschätzende Bedeutung. Jeder Spinnprozeß weist Unvollkommenheiten auf, die teils in der Arbeitsweise, im Zustand der Maschinen usw., teils in der besonderen Eigenart des Spinnstoffes ihre Ursache haben, so daß ein idealer Gleichmäßigkeitszustand nur in mehr oder weniger großer Annäherung erreicht wird. Der Weber ist wesentlich an der Kenntnis der auftretenden Abweichungen, die allgemein als Ungleichmäßigkeiten des Gespinstes bezeichnet werden, interessiert, und je nachdem, ob er auf das Äußere der Ware oder eine möglichst wirtschaftliche Verarbeitung durch Niedrighalten der Zahl der Fadenbrüche Rücksicht zu nehmen hat, wird er die Schwankungen in der Dicke oder die in der Festigkeit zu ermitteln und mit Hilfe von Erfahrungssätzen zu beurteilen suchen.

Die Gleichmäßigkeit in der Festigkeit

wird in der Regel aus einer größeren Reihe von Festigkeitsversuchen durch Berechnung der sog. „Ungleichmäßigkeit" bestimmt. Diese stellt die Differenz zwischen dem Mittelwert und dem Untermittel, d. i. das Mittel der unter dem Hauptmittelwert liegenden Werte, dar und wird in Prozenten des Hauptmittelwertes ausgedrückt. Marschik[1] zieht es vor, die „Gleichmäßigkeit" $= \frac{\text{Untermittel}}{\text{Mittel}}$ in Prozenten des Mittels zu berechnen; dieser Wert ist rechnerisch gleich 100 — „Ungleichmäßigkeit" in Prozenten. Daneben wird auch mitunter die Differenz des größten und des kleinsten Wertes oder die Differenz Obermittel—Untermittel zur Beurteilung herangezogen, wie denn überhaupt sowohl in der Versuchsausführung als auch in der Berechnungsweise so wenig Einheitlichkeit herrscht, daß es durchaus nicht verwunderlich erscheinen darf, wenn dasselbe Garn an verschiedenen Stellen auch ganz verschieden hinsichtlich seiner Gleichmäßigkeit beurteilt wird. So berichtete z. B. erst kürzlich A. Lange[2] von folgender Berechnung, deren sich ein Prüfamt bedient haben soll: Zunächst wurden die 100 Zerreißversuche in 10 Gruppen zu je 10 Versuchen unterteilt; für die Auswahl der Untermittelwerte wurde nun nicht etwa das Hauptmittel als maßgebend, sondern jeweils das Mittel aus den betr.

[1] Original: Spinner u. Weber 1926, Nr. 89.

[1] Marschik: Physikalisch-technische Untersuchungen von Geweben und Gespinsten. 1904.
[2] Lange: Zur Gleichmäßigkeitsprüfung von Gespinsten. Melliand Textilber. 1926, H. 2.

Digitized by Google

10 Versuchen herangezogen und für jede Zehnerreihe auf diesem Wege ein besonderes Untermittel gebildet. Die Mittelwerte der Zehnerreihen schwankten aber sehr beträchtlich, so daß die jeweiligen Untermittelwerte auf ganz verschiedene Werte, nicht aber — wie unbedingt erforderlich — auf eine gemeinsame Basis bezogen wurden. Das Mittel aus den 10 Untermittelwerten wurde nun für die Berechnung der Ungleichmäßigkeit verwendet; auf diese Weise berechnete das Prüfamt einen Ungleichmäßigkeitsgrad von 6,65%, während derselbe sich bei Berechnung ohne Unterteilung in je 10 Versuchen auf 9,64% stellte Das von jenem Prüfamt angewendete Verfahren ist durchaus willkürlich und entbehrt jeder logischen Grundlage; diese Berechnungsweise kann unmöglich verläßliche Werte liefern und ist daher zu verwerfen. Auch jedes andere Verfahren, das aus der Unterteilung in größere Gruppen eine Vereinfachung der rechnerischen Arbeit bezweckt, würde entweder denselben Fehler machen, daß die Häufigkeit des Vorkommens der einzelnen, durch das jeweilige Untermittel vertretenen Werte unberücksichtigt bliebe, oder lediglich einen Maßstab dafür abgeben, inwieweit die Mittel jener Untergruppen untereinander übereinstimmen.

Es erscheint infolge der Verwirrung, die noch immer auf diesem Prüfungsgebiete herrscht, durchaus angebracht, einige Betrachtungen darüber anzustellen, wie man zuverlässige Werte bei der Bestimmung des Ungleichmäßigkeitsgrades erhält.

Von einem Streuungsmaß, d. i. von einem die vorkommenden Abweichungen anzeigenden Maß, muß man verlangen, daß es 1. leicht verständlich und leicht zu berechnen ist und 2. alle beobachteten Werte möglichst genau erfaßt. Seine Berechnung stützt sich zweckmäßig auf das arithmetische Mittel, das der wahrscheinlichste der möglichen Mittelwerte einer Versuchsreihe ist.

Die erste Forderung wird von der bisher am häufigsten angewendeten, oben erwähnten „Ungleichmäßigkeit" (Mittel — Untermittel) gut erfüllt. Dieses Maß berücksichtigt jedoch nur die unter dem Mittel liegenden Werte, während doch zur Mittelbildung auch die darüberliegenden Werte voll berücksichtigt worden sind, so daß sich dieser Wert nicht mit der Differenz Obermittel — Mittel deckt, mit Ausnahme eines Sonderfalles, wenn nämlich die Zahl der über dem Mittel liegenden Werte gleich ist jener der darunterliegenden. Die „Ungleichmäßigkeit" genügt also der zweiten Forderung nicht. Roscher[1] hat zum Ausgleich die Bildung eines „Qualitätsmittels" $= \frac{\text{Obermittel} + \text{Untermittel}}{2}$ vorgeschlagen, auf welches nun die Differenz Obermittel — Qualitätsmittel = Qualitätsmittel — Untermittel bezogen werden soll. Aber auch diese Berechnungsweise enthält den grundsätzlichen Fehler, daß eine an sich unbegründete Verschiebung des arithmetischen Mittels erfolgt, noch dazu in der Richtung der geringeren Häufigkeit, während doch die am häufigsten vorkommenden Werte für den praktischen Gebrauch am meisten interessieren.

Ein einwandfreies Maß muß eben nicht nur die Größe, sondern auch die Häufigkeit des Vorkommens der einzelnen Abweichungen berücksichtigen. Das in wissenschaftlichen Arbeiten gebräuchliche Streuungsmaß, die Berechnung nach der Methode der kleinsten Quadrate

$$v = \pm\sqrt{\frac{\Sigma(\triangle^2)}{z}},$$

$\triangle$ = Differenz des Einzelwerts vom arithm. Mittel,
z = Gesamtzahl der Versuche

ist in dieser Hinsicht zwar genau, jedoch wegen der umständlichen Rechnung für den praktischen Gebrauch ungeeignet, es erfüllt nicht die erste Forderung. Man benutzt daher zweckmäßiger als Maß die mittlere (durchschnittliche) Abweichung aller Werte vom Mittel

$$w = \pm\frac{\Sigma(\triangle)}{z},$$

die — eine der Fehlertheorie entsprechende Verteilung vorausgesetzt — zu dem vorhergehenden Maß im Verhältnis $v = 1{,}25\,w$ steht.

Da auch die Bildung der einzelnen Differenzen oder die mitunter gebräuchliche Berechnung aus den auf das Mittel = 100 bezogenen Verhältniszahlen der einzelnen Werte[1] bei einer größeren Reihe von Versuchen sehr zeitraubend ist, hat Verfasser eine Formel abgeleitet[2], mit deren Hilfe die Berechnung der mittleren Abweichung in einfachster Weise aus der alten „Ungleichmäßigkeit" und der zur Bildung des Untermittels gehörenden Zahl der Werte ausgeführt werden kann. Diese Methode hat sich bei 1922/23 ausgeführten umfangreichen Untersuchungen von Jutegarnen[3] sowie bei anderen Untersuchungen bestens bewährt und wird seit längerer Zeit in der Abteilung für Papier und Textilien des Staatlichen Materialprüfungsamtes zu Berlin-Dahlem für die Ungleichmäßigkeitsberechnung allgemein angewendet.

Bezeichnet man

x = Differenz Obermittel — Mittel,
y = Differenz Mittel — Untermittel (= „Ungleichmäßigkeit"),
r = die einzelnen Differenzen der Oberwerte vom Mittel,
s = die einzelnen Differenzen der Unterwerte vom Mittel,
m = Zahl der Obermittelwerte,
n = Zahl der Untermittelwerte,
z = Gesamtzahl der Versuche,

so ist

$$x = \frac{\Sigma(r)}{m} \quad \text{und} \quad y = \frac{\Sigma(s)}{n};$$

$$\Sigma(r) = m \cdot x, \qquad \Sigma(s) = n \cdot y$$

und da nach den Bedingungen der Mittelwertbildung $\Sigma(r) = \Sigma(s)$ ist, so berechnet sich die mittlere Abweichung

$$w = \pm\frac{\Sigma(r) + \Sigma(s)}{m + n} = \pm\frac{m \cdot x + n \cdot y}{z}$$

$$= \pm\frac{2m \cdot x}{z} = \pm\frac{2n \cdot y}{z}.$$

[1] Roscher: Qualitätsurteile über Baumwollgarn. Leipz. Monatschr. f. Textilind. 1921, H. 11.

[1] Martens: Über den Zuverlässigkeitsgrad von Festigkeitsversuchen. Mitt. Materialpr.-Amt 1911, H. 5.

[2] Sommer: Über die Ungleichmäßigkeit bei Garnen. Leipz. Monatschr. f. Textilind. 1924, H. 2/3; Mitt. Materialpr.-Amt 1924, H. 1/2.

[3] Sommer: Untersuchungen über den Einfluß des Einkardenspinnverfahrens in der Juteindustrie. Halle: Wilh. Knapp 1924.

Digitized by Google

Ein besonderer Vorteil ist hierbei, daß durch entsprechende Berechnung mit Hilfe des Obermittels die Richtigkeit dieser Rechnung, wie der Mittel-, Obermittel- und Untermittelwertsbildung, nachgeprüft werden kann. Für die praktische Berechnung lautet demnach der Ansatz für den wahren Ungleichmäßigkeitsgrad = mittlere Abweichung

$$w = \pm \frac{2 \times \text{Zahl der Untermittelwerte} \times \text{„Ungleichmäßigkeit“ in \%}}{\text{Gesamtzahl der Versuche}} \%.$$

Es könnte nun eingewendet werden, daß für den praktischen Gebrauch doch nur die Kenntnis der schwachen Stellen eines Gespinstes interessiert, und daß daher die Berechnung der alten „Ungleichmäßigkeit“ zu Recht bestehe. Dem ist jedoch entgegenzuhalten, daß in diesem Fall die Wahl des arithmetischen Mittels als Grundlage für die Berechnung vollkommen verfehlt ist; man müßte doch dann zum mindesten für die Beurteilung nicht das arithmetische Mittel, sondern die Gebrauchsspannung zugrunde legen. Es gibt in der Tat zur einwandfreien Beurteilung nur die beiden Wege: entweder man beurteilt das Gespinst nach sämtlichen in ihm auftretenden Schwankungen, also mit Hilfe der „mittleren Abweichung“, oder man legt die Gebrauchsspannung zugrunde und ermittelt die prozentuale Menge schwacher Stellen. Für das letztere Verfahren ist die Hinzuziehung einer graphischen Darstellung der Verteilung der Abweichung zweckmäßig, wie ich sie früher angegeben habe[1]. Denkt man sich die ermittelten Werte nebeneinander, der Größe nach geordnet, in einem Koordinatensystem aufgetragen, wie dies beispielsweise in obiger Abbildung geschehen ist, so gibt die mittlere Höhe der von der Kurve eingeschlossenen Fläche den = 100 gesetzten Mittelwert an. Die Kurve *ABC* schneidet die zur Abszisse (*z*) parallele Mittellinie *DBE* im Punkt *B*; die Strecke *DB* entspricht der Zahl der Obermittelwerte *m*, die Strecke *BE* die der Untermittelwerte *n*, während die Strecke *DBE* = *DB* + *BE* die Gesamtzahl der Werte *z* (= 100 gesetzt) angibt. Bei gleichmäßiger Verteilung der Zahl der Werte über und unter dem Mittel müßte die Kurve durch *M* gehen, den Schnittpunkt der Mittellinie *DBE* mit dem auf der Mitte (= 50) der Grundlinie errichteten Senkrechten; letztere ergibt im Schnittpunkt mit der Kurve *ABC* den sog. Zentralwert, dessen Verhältnis zum arithmetischen Mittel vielfach als Maß der Asymmetrie der Reihe angesehen wird. Der größte (*A*) und der kleinste Wert (*C*) sind kenntlich gemacht. Will man nun die Zahl der unter der Gebrauchsspannung liegenden Werte ermitteln, so berechnet man diese Gebrauchsspannung in Prozenten des Mittels, sucht diese Zahl auf der Ordinate (*P*) auf und zieht eine Parallele zur Grundlinie bis zum Schnittpunkt mit der Kurve *ABC* und zieht von diesem eine Senkrechte zur Grundlinie (*Z*), auf welcher dann die Differenz bis zu 100 die Menge der schwachen Stellen angibt.

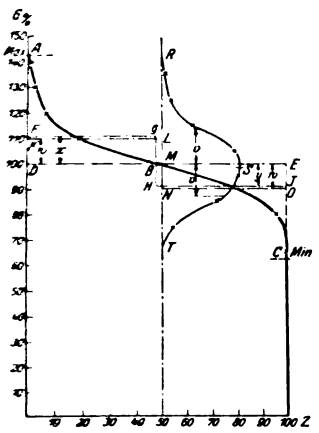


Abb. 1.

Mit Hilfe dieser graphischen Darstellung kann übrigens gleichfalls der Beweis für die Richtigkeit der oben angeführten Formel für die mittlere Abweichung erbracht werden[1]. Aus der Kurve *ABC* kann man ferner durch graphische Differentiation eine Häufigkeitskurve *RST* ableiten; der am häufigsten vorkommende (dichteste) Wert *S* ist ohne weiteres abzulesen. Solche Häufigkeitskurven sind mehr oder minder vollkommene Verwirklichungen einer idealen Fehlerkurve, die dem Material eigen ist; eine solche symmetrische Anordnung der Häufigkeitskurve tritt aber nur bei homogenem Material auf. Bei inhomogenem Material bedingt das Zusammentreffen mehrerer Eigenschaften, das Auftreten verschiedener störender Einflüsse, Abweichungen von der normalen Form. Diese durch mehr als ein Dichtemaximum gekennzeichneten asymmetrischen Häufigkeitskurven kann man sich aus zwei und mehr Normalkurven zusammengesetzt denken, die den einzelnen Eigenschaften zukommen. Den Häufigkeitskurven und Dichtestellen kommt für die vergleichende Beurteilung von Materialien, wie die noch junge „Großzahlforschung“[2] beweist, eine besondere Bedeutung zu; auch die Textilprüfung kann sich ihrer, wenn es sich um umfangreiche vergleichende Untersuchungen handelt, mit Vorteil bedienen[1].

Die Aufstellung der Kurve *ABC* aus den Einzelwerten ist natürlich zu zeitraubend. Man geht daher zweckmäßig so vor, daß man um gleichmäßige prozentuale Beträge (z. B. 5%) vom Mittel nach oben und unten abweichende „Klassen“ bildet und sich die Werte für die oberste und unterste Grenze jeder Klasse ausrechnet; durch Auszählen der in die jeweilige Klasse gehörenden Werte stellt man die betr. „Häufigkeitszahl“ fest, mit deren Hilfe man dann leicht die Kurve *ABC* wie auch die Häufigkeitskurve aufzeichnen kann. Meist genügt auch schon die zahlenmäßige Aufstellung der Häufigkeitszahlen, um daraus die notwendigen Schlüsse ziehen zu können.

Bei der vergleichenden Beurteilung der Festigkeitswerte von Garnen wird man also das arithmetische Mittel allein nicht entscheiden lassen; man wird vielmehr demjenigen Garn den Vorzug geben, dessen Versuchsreihen neben einem genügenden Mittelwert die geringste Variationsbreite (Differenz des größten und kleinsten Wertes) und die kleinste mittlere Abweichung besitzt. Werden auch durch diese Maße noch nicht alle Zweifel beseitigt, so kann die Häufigkeitskurve wertvolle Aufschlüsse liefern. Je symmetrischer diese ausgebildet ist, und je mehr sich ein ausgesprochenes Dichtemaximum dem arithmetischen Mittel nähert, desto besser das Garn. Häufig wird man bei Garnen als inhomogenen Gebilden zwei Dichtemaxima finden, deren Auftreten auf zwei Einflüsse zurückzuführen ist, auf ungleichen Verzug (Dickenschwankung) und wechselnde Größe der Faser-

[1] Siehe Anm. 2, S. 56.

[1] Siehe Anm. 2, S. 56.

[2] Daeves: Großzahlforschung. Bericht der Fachausschüsse der Ver. dtsch. Eisenhüttenleute, Werkstoffausschuß Nr. 43, April 1924.

Digitized by Google

reibung (Drehungsschwankung). Schließlich kann an der Kurve *ABC* für jede beliebige Beanspruchung des Garnes die prozentuale Menge schwacher Stellen ermittelt werden, welche dieser Beanspruchung nicht gewachsen sind und unter diesen Bedingungen beim praktischen Gebrauch reißen.

Es erscheint noch notwendig, auf einen Umstand von grundsätzlicher Bedeutung hinzuweisen, der meines Erachtens noch viel zu wenig bei derartigen Prüfungen beachtet wird. Jede Bestimmung des Ungleichmäßigkeitsgrades und seine Beurteilung nach irgendwelchen aufgestellten Normen ist wertlos, wenn nicht allgemeingültige Versuchsbedingungen eingehalten werden, die den Vergleich von an verschiedenen Orten und zu verschiedenen Zeiten geprüften Garnen gestattet. Wenn auch erfreulicherweise auf einigen Gebieten der Textilprüfung Ansätze zur Vereinheitlichung der Versuchsausführung und der Beurteilung der Versuchsergebnisse schon vorhanden sind (z. B. Normen für die Echtheitsprüfung von Färbungen), so hat doch auf anderen Gebieten in dieser Beziehung noch vieles zu geschehen. Hierzu gehört auch eine einheitliche Regelung der Ausführung und Auswertung von Festigkeitsversuchen und der Bestimmung des Ungleichmäßigkeitsgrades. Solange jedoch hierfür allgemeingültige Normen nicht aufgestellt sind, ist zum mindesten stets die genaue Angabe der jeweiligen Versuchsbedingungen erforderlich. Denn Zahl der Versuche, Zerreißgeschwindigkeit, Feuchtigkeitsgehalt und freie Einspannlänge sind von nicht zu unterschätzendem Einfluß auf die Zugfestigkeit, und da der Ungleichmäßigkeitsgrad in Prozenten des Mittels ausgedrückt wird, erhält man bei verschiedenartiger Ausführung schon rein rechnerisch merkliche Abweichungen.

Die Zahl der Versuche muß so groß sein, daß alle überhaupt in dem Garn vorkommenden Abweichungen auch wirklich, und zwar im richtigen Verhältnis zueinander, erfaßt werden; die Versuchszahl kann als genügend groß angesehen werden, wenn der wahrscheinliche Fehler des arithmetischen Mittels nicht mehr als 1 bis 2% beträgt. Letzteren berechnet man am einfachsten nach der a. a. O. angegebenen Formel[1]

$$f = \pm \frac{1{,}25 \cdot w}{1{,}48\sqrt{z-1}},$$

worin w die mittlere Abweichung, z die Gesamtversuchszahl bedeuten Die Rechnung ergibt z. B. für einige Werte von w folgende Aufstellung:

Zahl der Versuche	Wahrscheinlicher Fehler des arithmetischen Mittels $f \pm$% bei einer mittleren Abweichung w von			
z	±5%	±10%	±15%	±20%
10	1,41	2,82	4,23	5,63
20	0,97	1,94	2,91	3,88
50	0,60	1,21	1,81	2,42
100	0,42	0,85	1,27	1,70
200	0,30	0,60	0,90	1,20
500	0,19	0,38	0,58	0,76
1000	0,13	0,27	0,40	0,54

Da die Zahl der erforderlichen Versuche mit der Zunahme von w ungeheuer wächst, kann mit Rücksicht auf die praktische Ausführbarkeit eine Genauigkeit von $f = \pm 1 - 2\%$ als angemessen angesehen werden. Auf dieser Grundlage und mit Hilfe der weiter unten angegebenen Erfahrungssätzen für die mittlere Abweichung ergeben sich folgende ungefähre Werte für die erforderliche Mindestanzahl von Versuchen:

bei	Zahl der Versuche z			
	sehr gleichmäßige Garne	gleichmäßige Garne	minder gleichmäßige Garne	ungleichmäßige Garne
Baumwollgarnen .	15	30	75	100
Bastfasergarnen . (Flachs, Hanf, Jute)	50	100	150	200
Naturseide . . .	15	30	75	100
Kunstseide . . .	10	20	50	75

Eine größere Versuchszahl würde einen Mehraufwand an Arbeit erfordern, der in keinem Verhältnis zu der erzielten größeren Genauigkeit steht.

Auch die freie Einspannlänge hat einen direkten Einfluß auf die Größe des Ungleichmäßigkeitsgrades. Bei geringer Einspannlänge werden bei der Prüfung sowohl starke als auch schwache Stellen erfaßt werden, es werden sich verhältnismäßig große Schwankungen ergeben. Mit zunehmender Einspannlänge wird dagegen in steigendem Maße nur die Festigkeit der schwächsten Stellen ermittelt, und entsprechend muß sich auch für den Ungleichmäßigkeitsgrad ein geringerer Wert finden. An zwei Beispielen soll dieser Einfluß verdeutlicht werden; die Bestimmung erfolgte bei 65% Luftfeuchtigkeit und einer Zerreißgeschwindigkeit von 100 mm/Min. unterem Klemmenweg mit einem Schopperschen Festigkeitsprüfer; es wurden jeweils 100 Versuche ausgeführt:

Einspannlänge in Millimeter	Ungleichmäßigkeitsgrad (mittlere Abweichung)	
	Jutegarn Nr. 6 engl. ss ±%	Baumwollzwirn 6 fach ±%
1	24,80	—
20	18,46	10,72
100	18,18	8,06
200	16,74	6,08
500	15,54	5,40
1000	13,99	—

Da die bei verschiedenen Einspannlängen erhaltenen Ungleichmäßigkeitsgrade nicht in einem für alle Fälle gültigen Verhältnis zueinander stehen, dieses vielmehr auch von Faserlänge, Drehung u. a. abhängig ist, so erscheint es zweckmäßig, solche Prüfungen stets mit einer bestimmten, als Norm anzunehmenden Einspannlänge auszuführen. Als solche kommt die den praktischen Bedürfnissen am besten angepaßte freie Einspannlänge von 500 mm in Betracht.

Zum Schluß wäre noch die Frage aufzuwerfen, nach welchen Normen die Beurteilung des Ungleichmäßigkeitsgrades vorzunehmen ist. Bei der Aufstellung derartiger Normen wird es notwendig sein, der Eigenart des Materials und des Spinnprozesses Rechnung zu tragen. Es ist leicht einzusehen, daß man z. B. von Bastfasergarnen, prozentual ausgedrückt, nicht dieselbe

[1] Sommer: Über die Festigkeitseigenschaften der Jute. Leipz. Monatschr. f. Textilind. 1924, H. 10.

Digitized by Google

Gleichmäßigkeit wie bei Baumwollgarnen voraussetzen kann. Nach den bisher vorliegenden Erfahrungen wird man ungefähr mit folgender Einteilung rechnen können:

Beurteilung	Ungleichmäßigkeitsgrad = mittlere Abweichung (± Prozent des Mittelwerts)				
	Baumwollgarne[1]	Bastfasergarne[2]	Seide	Kunstseide	Kamm- und Streichgarne
Sehr gleichmäßig	bis 5	bis 12	bis 5	bis 3	Hinreichende Erfahrungssätze liegen zur Zeit noch nicht vor
Gleichmäßig	5 „ 8	12 „ 16	5 „ 8	3 „ 6	
Minder gleichmäßig	8 „ 12	16 „ 20	8 „ 12	6 „ 10	
Ungleichmäßig	über 12	über 20	über 12	über 10	

An Hand eines größeren Erfahrungsmaterials, das möglichst von verschiedenen Seiten zusammengetragen werden mußte, dürften sich hierfür mit der Zeit brauchbare Normen aufstellen lassen.

Erwähnt sei noch ein neuerdings von Rudolph[3] gemachter Vorschlag, der unter Benutzung des oben beschriebenen Verfahrens einer tabellarischen oder graphischen Aufstellung der Häufigkeitswerte die Gleichmäßigkeit eines Gespinstes nach der Zahl der innerhalb einer auf den Mittelwert bezogenen Toleranzgrenze fallenden Werte bemessen und in Beziehung zur Sollfestigkeit bringen will. An und für sich dürfte auch dieses Verfahren eine Beurteilung der Gleichmäßigkeit in praktisch befriedigender Weise gestatten. Zunächst fehlen aber noch jegliche Normen für die Sollfestigkeit der verschiedenen Gespinstarten und die den praktischen Erfordernissen anzupassenden Toleranzen. Da die Aufstellung solcher Normen mit einem außerordentlich großen Arbeits- und Zeitaufwand verknüpft ist, dürfte sich dieser Vorschlag in absehbarer Zeit noch nicht verwirklichen lassen.

Zur Bestimmung der

Gleichförmigkeit in der Dicke

werden meist einfache Fadenkontrollvorrichtungen verwendet, die aus einer kontrastfarbigen Tafel bestehen, auf welche das bei jeder Umdrehung um ein gleiches Stück seitlich fortbewegte Garn aufgewickelt wird. Die Ungleichmäßigkeit wird nach dem Aussehen, nach dem Vorkommen schnittiger Stellen und Noppen im Vergleich zu einem anderen Garn durch subjektive Schätzung beurteilt.

Im Bestreben nach einer möglichst objektiven zahlenmäßigen Bewertung der Ungleichmäßigkeit sind ferner einige andere Verfahren zur fortlaufenden Dickenmessung ersonnen worden. Die Mikrometerschraube oder das Messen unter dem Mikroskop kommen wegen zu geringer Genauigkeit nicht ernstlich in Frage. Der Garnqualitätsprüfer von Ed. Herzog und der Meßapparat von A. E. Oxley[4] haben den Nachteil, daß auf das Garn ein relativ großer Druck ausgeübt wird, wodurch das Garn mehr oder weniger flachgedrückt und die Messung fehlerhaft wird. Diesen Nachteil vermeidet der Meßapparat von W. Frenzel[1] durch Anwendung eines sehr leichten Fühlhebels. Allen diesen Verfahren ist aber gemeinsam, daß die Dicke nur in einer Richtung gemessen wird, während es doch richtiger auf die Ermittelung der tatsächlichen Querschnittsfläche, etwa mit einer Vorrichtung nach Art der Irisblende, ankommt. Für eine direkte Querschnittsflächenmessung ist wohl der Stapelmeßapparat von E. Müller[2] geeignet, ebenso der auf dem gleichen Prinzip beruhende Dickenmesser von A. Wickardt[3], doch dürften auch bei Einhaltung eines bestimmten spezifischen Druckes die Schwankungen in der Drehung, die Steifigkeit der Fasern u. a. von Einfluß auf die Messung sein. Das Problem der automatischen Ungleichmäßigkeitsbestimmung aus der Dicke ist demnach noch nicht restlos gelöst.

Eine andere zahlenmäßige Werte liefernde Methode ist das Wägeverfahren, welches den vom Praktiker besonders geschätzten Vorteil hat, daß hierzu keine Spezialapparate erforderlich sind, sondern lediglich eine wohl überall in größeren Betrieben anzutreffende möglichst empfindliche (chemische) Wage. Eine größere Anzahl fortlaufend entnommener Garnstücke von genau gleicher Länge werden einzeln gewogen, und aus Mittel und Untermittel dieser Werte wird die „Ungleichmäßigkeit" berechnet. Wiederholt man den Versuch, indem man eine andere Meßlänge für die Stücke wählt, so läßt sich auf diese Weise ein Überblick über die gesamte Ungleichmäßigkeit eines Garnes gewinnen. Die Meßlänge wählt man zweckmäßig 10 m, 1 m und 0,1 m.

Diese Bestimmung läßt sich nun nach einem schnellen aber nicht minder genauen Verfahren des Verfassers vornehmen, ohne die sehr zeitraubenden Einzelwägungen auszuführen[4]. Man bestimmt aus dem Gesamtgewicht G der z-Garnstücke das Mittelgewicht g_m und stellt dieses auf einer empfindlichen Wage ein. Nun werden sämtliche Stücke einzeln lediglich darauf geprüft, ob sie leichter oder schwerer als dieses Mittelgewicht sind (eine vollständige Wägung findet nicht statt) und entsprechend sortiert. Darauf wird Anzahl (m bzw. n) und Gesamtgewicht (G_0 bzw. G_u) der Über- und Untergewichte genau festgestellt und das Ober- und Untermittel berechnet:

$$\text{Obermittel } g_0 = \frac{G_0}{m},$$

$$\text{Untermittel } g_u = \frac{G_u}{n},$$

$$\text{Mittel } g_m = \frac{G}{z} = \frac{G_o + G_u}{m + n} \text{ (Kontrolle).}$$

Nach dem früheren berechnet sich dann

$$\text{Mittel} - \text{Untermittel} = \text{„Ungleichmäßigkeit"}$$

$$= y\% = \frac{g_m - g_u}{g_m} \cdot 100\%.$$

$$\text{Mittlere Abweichung } w = \pm \frac{2n \cdot y}{z}\ \%.$$

Sämtliche Wägungen müssen bei derselben Luftfeuchtigkeit ausgeführt werden.

---

[1] Die von Johannsen aufgestellten Werte können übernommen werden.
[2] Flachs, Hanf, Jute.
[3] Rudolph: Der Dtsch. Leinen-Industrielle 1927, H. 16.
[4] Oxley: J. Text. Ind. 1922, H. 2.

[1] Frenzel: Leipz. Monatschr. f. Textilind. 1922, H. 9.
[2] Müller: Leipz. Monatschr. f. Textilind. 1923, H. 7.
[3] Wickardt: Melliand Textilber. 1920. S. 253.
[4] Sommer: Leipz. Monatschr. f. Textilind. 1924, H. 2/3.

Digitized by Google

Hat man das Mittelgewicht g_m festgestellt, so kann man sich leicht auch Aufschluß über die Verteilung der Häufigkeit der einzelnen Abweichungen verschaffen. Stellt man auf der Wage nacheinander Gewichte ein, die fortlaufend um einen bestimmten prozentualen Betrag (z. B. je 5 oder 10%) des Mittelwerts voneinander abweichen, und sortiert man die jeweils schwereren bzw. leichteren Garnstücke aus, so läßt sich mit Hilfe der auf diese Weise für jede Gewichtsklasse ermittelten Häufigkeitszahlen leicht die Kurve zeichnen, welche die Gewichte ihrer Größe nach geordnet enthält, und ebenso die zugehörige Häufigkeitskurve. Die graphischen Darstellungen sind besonders für einen übersichtlichen Vergleich einer größeren Zahl von Garnen wertvoll.

Die technologischen Eigenschaften der nach dem Einkardenverfahren hergestellten Jutegarne[1].

Von **H. Sommer.**

Unter den Vorschlägen, die eine Herabsetzung der Herstellungskosten durch Verbesserung der Produktionsverfahren bezwecken, hat ein von Direktor H. Deppermann vor einigen Jahren angeregtes Verfahren zur Vereinfachung der bisherigen Kardierungsmethode der Jutefaser praktische Bedeutung erlangt[2]. Von der Verarbeitung eines der Jute ähnlichen Materials, der Flachshede, ausgehend, die allgemein nur auf einer Karde in einem Arbeitsgang erfolgt, hielt es Deppermann für erreichbar, auch die Jute — statt sie der bisher üblichen zweimaligen Kardierung auf Vor- und Feinkarde zu unterwerfen — nur einmal, und zwar auf einer entsprechend abgeänderten Karde für den Spinnprozeß vorzubereiten.

Als Deppermann im November 1921 in einer Sitzung des Fachausschusses für Textilindustrie der Brennkrafttechnischen Gesellschaft, E. V., Berlin, erstmalig seine Idee vortrug, war man sich darüber einig, daß die Einführung eines vereinfachten und mit nicht unbedeutenden Ersparnissen verbundenen Verfahrens nur dann zu rechtfertigen ist, wenn hierbei die Qualität der Erzeugnisse nicht oder nur so unwesentlich gemindert wird, daß dies gegenüber den wirtschaftlichen Vorteilen nicht ins Gewicht fällt. Verfasser hat damals mit Unterstützung der Brennkrafttechnischen Gesellschaft den Versuch unternommen, durch umfangreiche, in den Jahren 1922/1923 ausgeführte vergleichende Untersuchungen ein objektives Urteil über die praktische Brauchbarkeit des vorgeschlagenen Verfahrens zu gewinnen. Im nachfolgenden sei eine kurze Übersicht über die wichtigsten Ergebnisse jener Untersuchungen gegeben.

Die Spinnversuche wurden in zwei verschiedenen Spinnereien in Gegenwart des Verfassers ausgeführt. In den Bereich der Untersuchungen wurden einbezogen:

1. das alte (Zweikarden-)Spinnverfahren mit aufeinanderfolgender Kardierung auf Vor- und Feinkarde,
2. das neue (Einkarden-)Spinnverfahren unter Benutzung einer Vorkarde,
3. das neue (Einkarden-)Spinnverfahren unter Benutzung einer abgeänderten Feinkarde.

Für alle drei Verfahren eines jeden Garnes wurden die gleichen Sorten Rohjute in gleicher Mischung verwendet, welche in der gleichen Weise dem Batschprozeß unterworfen wurden. Nach dem vom Verfasser aufgestellten Arbeitsplan wurden die von den Karden kommenden, annähernd gleich starken Bänder auf denselben Strecken und Vorspinnmaschinen mit gleichen Vorzügen und Douplierungen weiter verarbeitet und auf den gleichen Spindeln derselben Feinspinnmaschine fertiggesponnen, um alle Einflüsse auszuschalten, die durch Verschiedenartigkeiten in der Arbeitsweise einzelner Teile der Maschinen entstehen könnten.

Über den Verlauf des Spinnens ist mitzuteilen, daß sich bei keinem der drei Verfahren irgendwelche Ausstände ergaben. Die Kardenbänder des Einkardenverfahrens hatten längere Fasern, waren nicht so wollig und zeigten daher einen besseren Glanz als die Feinkardenbänder der Doppelkardierung, die Faserlage war eine besser geordnete, parallele. Die Strecken wurden anstandslos passiert, auf der Vor- und Feinspinnmaschine ging der Spinnprozeß glatt und mit weniger Fadenbrüchen als bei den zweimal kardierten Garnen vor sich, und es wurde ein äußerlich gleichmäßig aussehendes, vollrundes, glänzendes Garn ohne Nester erhalten.

Für die Untersuchungen wurden die gängigsten zur Zeit der Versuche in den betreffenden Betrieben hergestellten Nummern und Qualitäten ausgesucht. Im ganzen wurden 23 Garne mit sämtlichen zugehörigen Karden- und Streckenbändern sowie Vorgarnen der vergleichenden Prüfung unterzogen. An dieser Stelle interessieren jedoch nur die Ergebnisse der Fertiggespinste, und zwar bezüglich der wesentlichsten Eigenschaften, die für die Beurteilung der Güte der Jutegarne heranzuziehen waren: 1. mittlere Faserlänge und Faserlage und der zu ihnen in Beziehung stehenden, 2. Gleichmäßigkeit in der Nummer und 3. Festigkeit. Um eine zahlenmäßige Gegenüberstellung des alten und neuen Verfahrens zu ermöglichen, ohne durch umfangreiches Zahlenmaterial die Übersicht zu erschweren, sind nachstehend nur die Gesamtdurchschnittswerte für die geprüften Kett- und Schußgarne Nr. $5^1/_2$ und 6 angegeben worden, wobei noch zu bemerken ist, daß im allgemeinen von den Einkardengarnen die auf der Vorkarde kardierten bessere Ergebnisse zeitigten als die auf der Feinkarde kardierten, und daß die Unterschiede gegenüber dem Zweikardenverfahren im allgemeinen bei den Schußgarnen etwas größer waren als bei den Kettgarnen. Bei den gröberen Nummern und Abfallgarnen waren die Verhältnisse entsprechend. Mit Rücksicht auf die bekannte große Ungleichmäßigkeit der Jutegarne ist die Zahl der Einzelversuche möglichst groß gewählt worden — es sind z. B. zur Bestimmung der Gleichmäßigkeit insgesamt etwa 10000, zur Bestimmung der

[1] Original: Der Dtsch. Leinen-Industrielle 1926, H. 48.

[2] H. Deppermann und C. Landwehr: D. R. P. 376863 vom 26. Februar 1922.

Digitized by Google

Festigkeit insgesamt etwa 3600 Einzelversuche ausgeführt worden —, so daß die angegebenen Mittelwerte keine Zufallswerte darstellen. Hinsichtlich der Prüfungsverfahren, die der Eigenart des Materials angepaßt und erweitert worden sind, und der Einzelheiten der Versuchsergebnisse sei auf die mit Tabellenmaterial und graphischen Darstellungen reichlich versehene Originalabhandlung[1] hingewiesen.

1. Die mittlere Faserlänge eines Gespinstes ist für seine Festigkeitseigenschaften von Bedeutung. Nicht minder wichtig ist aber auch das Mengenverhältnis der Faserlängen in den verschiedenen Verarbeitungsstufen für die Gleichmäßigkeit des Garnes. Da die Klemmpunktentfernungen an den Strecken usw. der Stapellänge (des sonst eintretenden Zerreißens wegen) angepaßt sein müssen, werden um so mehr freie Fasern zwischen ihnen liegen, je weniger gleichmäßig das Fasergut in der Faserlänge ist. Je nachdem die freien Fasern gerade mit (langsamer) nachschiebenden oder (schneller) abziehenden längeren Fasern verbunden sind, tritt ein Anhäufen nach rückwärts oder vorne ein. Je mehr kurze Fasern infolgedessen quergelegt und angehäuft werden, um so ungleicher wird der Verzug; im Feingarn bilden sie schließlich die dicken Stellen, Knoten, Nester, die bei Jutegarnen verhältnismäßig häufig anzutreffen sind.

Mit Hilfe der Müllerschen Faserbartmethode und der nach besonderem Verfahren aufgestellten Stapeldiagramme ergab sich, daß allgemein Stapel (Mittel der längsten Fasern), mittlere Faserlänge im Querschnitt und wirkliche Faserlänge des Gespinstes im Verlaufe des Spinnprozesses dauernd abnehmen; von der Verkürzung werden hauptsächlich nur die in geringem Anteil vorkommenden längsten Fasern betroffen. Die mittlere Faserlänge im Querschnitt nimmt entsprechend der längsten Faser im Verlauf des Spinnprozesses um rund 30% beim Zweikarden- und rund 20% beim Einkardenverfahren ab; die Abnahme der wirklichen mittleren Faserlänge des Gespinstes beträgt ebenfalls rund 20%. Die Verteilung der Faserlängen (ihre Häufigkeit) ist bei den beiden Verfahren nicht wesentlich verschieden, die Streuung beim Einkardenverfahren etwas kleiner. Die Menge an Verunreinigungen (Wurzel-, Staub- und kürzeste Faserteilchen) ist beim Einkardenverfahren eher etwas kleiner als beim Zweikardenverfahren, und Unterschiede im Grade der Faseraufteilung sind zwischen beiden Verfahren nicht vorhanden. Betrachtet man die Durchschnittswerte der Feingarne Nr. $5^1/_2$ und 6, so kann gesagt werden, daß wesentliche Unterschiede zwischen beiden Verfahren nicht bestehen. Das Einkardenverfahren liefert etwas längere Fasern, im allgemeinen läßt sich aber durch geeignete Arbeitsweise auch auf einer Karde die gleiche Verkürzung erzielen wie beim Zweikardenverfahren.

		2 × kardiert	1 × kardiert
Stapel	mm	233	227
Mittlere Faserlänge im Querschnitt	„	102	105
Wirkliche mittlere Faserlänge des Gespinstes	„	68,5	69,5
Streuung in der Faserlänge . . .	%	73.5	71,5

[1] H. Sommer: Untersuchungen über den Einfluß des Einkardenspinnverfahrens in der Juteindustrie auf die hergestellten Erzeugnisse und die Wirtschaftlichkeit des Betriebssystems. Halle: Wilh. Knapp 1924.

II. Gleichmäßigkeit (Nummerschwankungen). Im vorliegenden Fall galt es, durch Vergleich festzustellen, ob der Wegfall der 12fachen Douplierung an der Feinkarde von nachteiliger Wirkung auf die Gleichmäßigkeit des Feingarnes ist. Die Bestimmung wurde einerseits durch Aufwickeln der Garne auf schwarze Tafeln, andererseits mit Hilfe des Garnqualitätsprüfapparates von Ed. Herzog vorgenommen. Da diese Verfahren jedoch keine ganz einwandfreien, zahlenmäßig vergleichbaren Werte liefern, wurden die Untersuchungen in ausführlicher Weise nach dem bekannten Wägeverfahren unter Zugrundelegung verschiedener Garnlängen wiederholt, für welches eine vereinfachte zeitsparende Ausführungsweise gefunden wurde[1]. Als Durchschnittswerte für die Garne Nr. $5^1/_2$ und 6 wurden ermittelt:

2 × kardiert Garnlänge	10 m	1 m	0,1 m
Differenz des größten und kleinsten Wertes . . . . . %	36,5	88,5	175
Mittlere Abweichung . . . . ± %	7,0	13,6	20,9
1 × kardiert			
Differenz des größten und kleinsten Wertes . . . . . %	26,5	75,5	123,5
Mittlere Abweichung . . . . ± %	6,15	10,8	18,3

Als Gesamtergebnis der Untersuchungen auf Gleichmäßigkeit konnte festgestellt werden:

1. Die einmal kardierten Garne weisen infolge eines etwas geringeren Gehaltes an kurzen Fasern weniger dicke Stellen (Noppen) auf kurzen Längen auf als die zweimal kardierten.

2. Die Verteilung der Abweichungen vom Mittelwert ist bei ihnen eine regelmäßigere, die Streuung eine kleinere, und daher auch

3. die durch die mittlere Abweichung gekennzeichnete Ungleichmäßigkeit eine geringere. Die fehlende Douplierung an der Feinkarde bzw. das ungleichmäßige Auflegen an der Karde macht sich beim Vergleich größerer Garnlängen (100 m und darüber) bemerkbar, doch sind die Unterschiede nicht wesentlich und werden durch den Vorteil der geringeren Noppenbildung aufgewogen.

III. Festigkeitseigenschaften. Es wurde zunächst der Einfluß des Spinnprozesses auf die Festigkeit der technischen Faser untersucht und hierbei festgestellt, daß eine Faserschwächung um rund 10% beim ersten Kardieren eintritt, während die weiteren Operationen des Spinnprozesses anscheinend ohne Einfluß bleiben. Die Festigkeit der Faser im Fertiggespinst ist beim alten und neuen Verfahren die gleiche.

Die Festigkeitseigenschaften der Garne sind in gewissem Grade abhängig von der mittleren Faserlänge und Gleichmäßigkeit des Gespinstes. Nach den vorher angeführten Ergebnissen war also zu erwarten, daß die einmal kardierten Garne eine größere Festigkeit aufweisen als die zweimal kardierten.

Vergleicht man die Durchschnittswerte für die Garne Nr. $5^1/_2$ und 6 (bei 500 mm freier Einspannlänge geprüft),

	Reißlänge km	Bruchdehnung %	Mittlere Abweichung in der Zugfestigkeit ± %	Arbeitsmodul mkg/g
2 × kardiert	10,03	1,5	18,75	0,0640
1 × kardiert	10,40	1,65	16,55	0,0744

[1] H. Sommer: Leipz. Monatschr. f. Textilind. 1924, H. 2/3.

Digitized by Google

so findet sich bestätigt, daß die einmal kardierten Garne im Mittel eine etwa 4% größere Reißlänge aufweisen und der geringeren Nummernschwankung entsprechend gleichmäßiger sind. Auch die Dehnung und der einen Ausdruck für die gesamten Festigkeits- und Dehnungseigenschaften darstellende Arbeitsmodul sind günstiger als bei den zweimal kardierten Garnen.

Zusammenfassend kann gesagt werden, daß offenbar das zweite Kardieren beim alten Spinnverfahren ein überflüssiger, teilweise sogar nachteiliger Arbeitsgang ist, und daß das neue Einkardenverfahren mit keinem Nachteil für die Qualität der Erzeugnisse verbunden ist. Die erheblichen wirtschaftlichen Vorteile des Einkardenverfahrens durch Ersparnis an Karden, Instandhaltungskosten, Betriebskraft, Raum, Abfall usw. sowie Erhöhung der Produktion durch die Möglichkeit, mit geringerer Drehung die gleiche Festigkeit wie bei Zweikardengarnen zu erzielen, lassen daher die inzwischen bei einem Teil der deutschen Jutespinnereien bereits vollzogene Einführung des Einkardenspinnverfahrens als durchaus gerechtfertigt erscheinen.

Schäden an Papierfilzen[1].

Von **G. Herzog.**

Die bei der Papierfabrikation benötigten Filze stellen für die Papierfabriken einen Gegenstand steter Sorge, vielfach leider auch die Ursache unangenehmer Überraschungen dar. In den meisten Fällen ist aber nicht der Filz an sich das Übel, sondern es sind verkehrte Behandlung und unsachgemäße Beanspruchung, die gewöhnlich die Schuld an den auftretenden Schwierigkeiten tragen. Die aus Faserstoffen bestehenden und daher naturgemäß empfindlichen Filze führen in der Papiermaschine auch bei sorgfältiger und sachgemäßer Behandlung ein Dasein, das alles andere als schonend und erhaltend ist. Denn sie stehen fortwährend unter starker Spannung und unterliegen entweder dauernder Einwirkung von Hitze oder von Nässe; daneben sind sie gegebenenfalls auch der Einwirkung von bei der Papierherstellung gebrauchten Chemikalien, über deren schädigende Wirkung noch vielfach Unklarheit herrscht, ausgesetzt. Schäden in Filzen sind deshalb schon mehrfach Gegenstand von Veröffentlichungen in den Fachzeitschriften gewesen.

Da in der letzten Zeit im Amt wieder mehrfach Filze auf Ursache übermäßig schnellen Verschleißes bzw. auf stellenweise oder durchgehend auftretende Vermürbung untersucht worden sind, muß angenommen werden, daß in den betreffenden Kreisen über die Eigenheiten der zu Filzen verarbeiteten Fasermaterialien sowie über die zweckmäßige Behandlung der Filze noch immer eine gewisse Unklarheit besteht. Es sollen deshalb die bei der Untersuchung einiger Filze gemachten Beobachtungen hier mitgeteilt werden, in der Hoffnung, damit zur Behebung der genannten Schwierigkeiten beizutragen.

Zu einem Teil handelte es sich bei den beschädigten Filzen um sogenannte Trockenfilze, d. h. Filze, die das Papier beim Herumführen um die Trockenzylinder an diese anpressen; zum anderen Teil waren es auch sogenannte Naßfilze, auf denen der noch nasse Papierbrei in der Maschine geführt wird, bis er zu den Trockenzylindern gelangt. Nach den zur Herstellung benutzten Fasermaterialien ist zu unterscheiden zwischen Wollfilzen und Baumwollfilzen; erstere sind gewöhnlich beiderseitig gerauht, die Baumwollfilze dagegen ungerauht. Die Dicke der meist endlos und als mehrlagige Gewebe hergestellten Filze beträgt je nach dem Verwendungszweck etwa 4 bis 8 mm. Die Kette, welche gewöhnlich die Zugbeanspruchungen auszuhalten hat, ist sehr dicht gestellt; bei den Wollfilzen ist sie meist einfaches Garn, bei den Baumwollfilzen Zwirn. Der Schuß ist in beiden Fällen dickes, einfaches oder aus mehreren Einzelfäden bestehendes, schwach gedrehtes Garn, das das Gewebe füllen und gleichzeitig gegen Druck elastisch machen soll.

Von den zur Untersuchung gelangten Filzen seien folgende Fälle, die besonders charakteristisch waren, näher besprochen.

Ein wollener, zur Papierfabrikation dienender Naßfilz war nach angeblich kaum dreiwöchiger Benutzung braun und so morsch geworden, daß er schon bei geringer Zugbeanspruchung zerriß. Eine gleichzeitig vorgelegte Probe des ungebrauchten Filzes ließ mikroskopisch noch keine Schädigung der Wolle erkennen. Diese Probe reagierte zwar schwach alkalisch, die Biuretreaktion nach Becke[1], die bekanntlich Schädigung der Wolle bei Abbau ihrer Eiweißstoffe anzeigt, war nur ganz schwach, wie sie auch sonst bei gesunder Wolle infolge der Einwirkungen der normalen Verarbeitungs- bzw. Reinigungsprozesse auftritt. Der gebrauchte Filz reagierte dagegen deutlich alkalisch, und auch im wässerigen Auszuge konnten merkliche Mengen von Alkali nachgewiesen werden. Seine Wolle zeigte in der mikroskopischen Struktur durchweg sehr starke Veränderungen; bei vielen Haaren fehlte die äußere Epidermisschicht mit den Schuppen teilweise oder ganz, andere Haare zeigten weit vorgeschrittenen Zerfall und Auflösung in Fibrillen. Die Biuretreaktion war zwar deutlich, aber schwächer als nach den starken strukturellen Zerstörungserscheinungen der Haare eigentlich zu erwarten war. Teile der abgebauten Wollsubstanz dürften demnach beim Gebrauch des Filzes bereits herausgewaschen worden sein.

Das in dem ungebrauchten Filz bereits vorhandene, von der Verarbeitung der Wolle herrührende und vermutlich nicht genügend ausgewaschene Alkali dürfte den Keim für den raschen Verschleiß der Wolle gelegt haben. Ein solcher Rückstand braucht zunächst noch nicht eine erkennbare Änderung der Struktur zu bewirken, so daß die Wolle bei der mikroskopischen Untersuchung zunächst noch unangegriffen zu sein scheint. Erfahrungsgemäß

[1] Original: Melliand Textilberichte 1926, H. 12.

[1] Färber-Ztg. 1912, H. 3; 1919, H. 10.

Digitized by Google

wird aber dabei doch schon eine Schwächung der Wollfaser eingeleitet und die Widerstandsfähigkeit derselben gegenüber weiteren chemischen Einwirkungen, wie sie im Betriebe erfolgen können, wesentlich vermindert.

Schlimmer lag die Sache in einem zweiten Fall, bei dem ein wollener Naßfilz nach angeblich ganz kurzer Zeit völlig vermorscht war. Hier reagierte eine mit vorgelegte Probe des unbenutzten Filzes nicht nur deutlich alkalisch, sondern sie zeigte eine weit stärkere Biuretreaktion als sie bei gesunder Wolle normalerweise vorkommt. Die Wolle ließ mikroskopisch zum Teil schon Merkmale beginnenden chemischen Angriffs (z. B. undeutliche, schwache Schuppung, starke Faserstreifung oder Faserspalten) erkennen. Bei dem gebrauchten Filz war die Wolle weitgehend zerstört, teilweise war der Zusammenhang der Fibrillen nur noch ganz lose, manche Haare waren in kurze Stücke zerfallen (siehe Abb. 1). Die

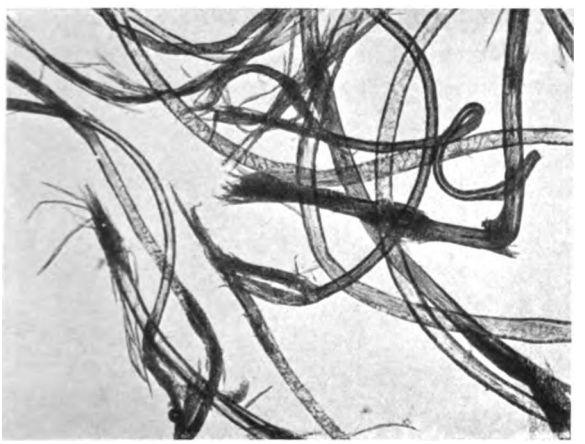


Abb. 1.

alkalische Reaktion war etwas weniger stark, die Biuretreaktion etwa ebenso stark wie bei dem unbenutzten Filz. Im vorliegenden Falle enthielt also schon der unbenutzte Filz so erhebliche Mengen von freiem Alkali, daß dieses bereits eine mikroskopisch erkennbare Veränderung des Wollhaares bewirkt hatte. Eine solche Veränderung der Struktur ist aber mit einer wesentlichen Schwächung der Faser verbunden. Bei der Benutzung des Filzes hat das Alkali dann weiter seine schädigende Wirkung ausüben können. Da der Filz aber nur ganz kurze Zeit verwendet worden ist und anderseits in dieser kurzen Zeitspanne die Zerstörung der Wolle in einem bisher nicht beobachteten Ausmaß erfolgt war, muß angenommen werden, daß in diesem Falle eine weitere Zuführung von Alkali, vielleicht durch Waschen des Filzes in heißen alkalischen Bädern, wie sie manchmal in Verkennung der ungünstigen Nebenwirkungen derartiger Mittel angewendet werden, erfolgt ist, und daß gegebenenfalls auch Hitze infolge unsachgemäßen Trocknens des gewaschenen Filzes verschlimmernd mitgewirkt hat.

Ein anderer wollener Trockenfilz hatte nach angeblich nur achttägigem Laufen vereinzelt harte, brüchige Stellen von brauner Färbung bekommen. An den Fleckenstellen war deutlich alkalische und ziemlich starke Biuretreaktion vorhanden. Die von diesen Stellen stammende Wolle zeigte zum Teil starke Zerstörungserscheinungen, teilweise war sie glasartig spröde geworden und zerfiel infolgedessen schon bei der Anfertigung der mikroskopischen Präparate in kleine Teile. An den nicht gebräunten Stellen des Filzes war die Alkali- und Biuretreaktion wesentlich schwächer, dementsprechend zeigte auch die Wolle dort erst schwache, aber immerhin schon sichtbare Veränderungen ihrer Struktur. Am Rande des Filzes, da, wo er mit dem zu trocknenden Material nicht in Berührung gekommen war, war die Biuretreaktion fast negativ. Die Entstehung der harten, brüchigen Stellen in dem Filz war aller Wahrscheinlichkeit nach auf freies Alkali zurückzuführen, das entweder noch von der Fabrikation her oder auf andere nicht mehr festzustellende Weise in unregelmäßiger Verteilung in den Filz gelangt war und unter Mitwirkung von Hitze und Feuchtigkeit wollzerstörend gewirkt hat.

Während die bisher besprochenen Fälle die überaus gefährliche Wirkung schon geringer Mengen von Alkali auf Wolle erkennen lassen, soll im nachstehenden noch an zwei Beispielen die Schädigung von Baumwollfilzen durch Säure oder Salze gezeigt werden, die unter bestimmten Verhältnissen Säure abspalten.

Der eine Fall betraf einen baumwollenen Trockenfilz, der auf der einen Seite stark gebräunt war und in der Mitte dunkle, in Streifenform auftretende Flecke zeigte. Ähnliche Flecke waren auch an den Rändern vorhanden; die Flecke waren ihrer Gestalt und Verteilung nach zweifellos durch Auftropfen und Verstreichen einer Flüssigkeit entstanden. Die andere Filzseite zeigte einen weißlichen Farbton mit einem Stich ins Blaue, wie er durch Einwirkung bleichender Mittel zustande kommt. Auf dieser Seite war der Filz stark angegriffen, die Kettfäden waren vielfach zerrissen. Der lose gedrehte, sonst durch die Kette verdeckte Schuß konnte daher an diesen Stellen an die Oberfläche treten, er ist dann allmählich durch die im Betriebe auftretende mechanische Beanspruchung (Friktion oder ähnliches) so aufgerauht worden, daß sich die abgeriebenen Fasern stellenweise zu Flöckchen zusammengeballt hatten. Beim Zusammenbiegen des Gewebes war deutlich das Knistern zerreißender Fäden zu hören. Für die naheliegende Vermutung, daß die starke Schädigung des Filzes etwa auf die Einwirkung von Bleichmitteln zurückzuführen wäre, hatte die Untersuchung keinen Anhalt ergeben. Weder Säure noch Oxyzellulose noch Reste von Chlor konnten nachgewiesen werden; Fehlingsche Lösung wurde nur ganz schwach reduziert. Dagegen reagierte das Gewebe auf der anderen, braunen Seite stark sauer, im wässerigen Auszuge waren merkliche Mengen von SO_4-Ionen vorhanden. Fehlingsche Lösung wurde, besonders von Fäden aus den dunklen Fleckstellen, stark reduziert, woraus zu schließen war, daß es hier zur Bildung von Hydrozellulose gekommen sein dürfte. Die Mitte des Gewebequerschnitts zeigte eine braune Zone, in der auch die Schußfäden deutliches Reduktionsvermögen aufwiesen. Die auffälligen Zerstörungen auf der „Bleichseite" des Filzes sind nach dem Befunde so zu erklären, daß die Kettfäden von der braunen Seite her durch Einwirkung von Säure und Hitze, sozusagen durch einen Karbonisationsprozeß, vermorscht sind, und daß sie dann auf der Außenseite bei den dort auftretenden Zug- und Biegebeanspruchungen gerissen sind. Der dadurch

Digitized by Google

freigelegte Schuß ist dann durch Reibung allmählich aufgerauht worden.

Ein anderer baumwollener Trockenfilz zeigte eine merkwürdige Veränderung der einen Seite mit starker

Abb. 2.

Vermorschung der dort an der Gewebeoberfläche liegenden Fäden. In großer Zahl waren dort weißliche Verkrustungen und Anlagerungen von etwa Hirsekorngröße vorhanden, zum Teil waren auch die Kettfäden auf größere Strecken hin völlig verschwunden, so daß der sonst verdeckte Schuß an die Gewebeoberfläche trat. Die andere Seite des Filzes wies keine derartige Beschädigungen oder Flecke auf (siehe die beiden Abb. 2 und 3). Der Filz reagierte ziemlich stark sauer, im

Abb. 3.

wässrigen Auszuge waren reichliche Mengen SO_4- und Cl-Ionen vorhanden, ferner wurde Kalk, Tonerde und Magnesium nachgewiesen. Die an der Oberfläche liegenden Fäden der fleckigen Seite reduzierten Fehlingsche Lösung deutlich. Die weißlichen Anlagerungen bestanden in der Hauptsache aus Gips und Stärke, sie lösten sich in kochendem Wasser, leichter in verdünnter Salzsäure. Nach dem Ablösen der Anlagerungen zeigte sich, daß an der betreffenden Stelle der Zwirn-Kettfaden entweder vollständig durchbrochen war, oder daß einzelne Fäden des Zwirns gerissen waren (siehe Abb. 4). Die pinselförmig aufgefaserten Fadenenden hatten infolge ihrer erhöhten Saugfähigkeit aus dem trocknenden Papier Leim und Füllstoffe (wie Gips und Stärke) aufgesaugt, welch letztere dann nach dem Trocknen des Filzes an den Enden der zerstörten Fäden als die beschriebenen Ausblühungen zurückgeblieben sind. Das Morschwerden des Filzes und das dadurch verursachte Reißen der Fäden war zweifellos auf die Wirkung der vorhandenen Säure zurückzuführen. Diese ist vermutlich aus Chlormagnesium abgespalten worden. Entweder ist der Filz zur Trocknung chlormagnesiumhaltiger Papiere benutzt worden oder es hat sich Chlormagnesium durch Wechselwirkung aus Kalziumchlorid und Magnesiumsulfat gebildet. In beiden Fällen wurde durch die Wirkung der Hitze der Trockenzylinder Salzsäure abgespalten, durch welche die Baumwolle naturgemäß zerstört worden ist. Nicht ganz ausgeschlossen ist, daß außer-

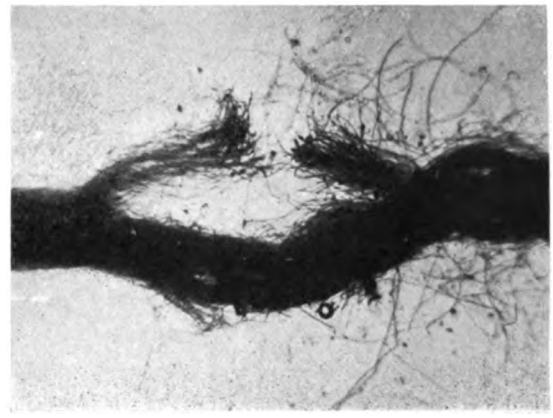


Abb. 4.

dem die Gegenwart des weiterhin vorhandenen, sauer reagierenden Tonerdesulfats schädigend mitgewirkt hat.

Nach Art und Häufigkeit der Schädigungen zu urteilen, scheint demnach in den Gebraucherkreisen die charakteristische Empfindlichkeit der genannten Faserstoffe gegenüber Chemikalien, insbesondere bei Mitwirkung von Hitze und Feuchtigkeit nicht durchweg bekannt zu sein. Deshalb mag hier nochmals das Wichtigste hierüber gesagt werden.

Wolle ist gegen Alkali jeder Art außerordentlich empfindlich, besonders bei Temperaturen von 40° an aufwärts. Bekanntlich genügt schon 10 Min. langes Kochen von Wolle in 2proz. Kali- oder Natronlauge, um sie völlig aufzulösen, eine Möglichkeit, der die Filze in der Papierfabrikation allerdings kaum ausgesetzt sein dürften. Auch mehrprozentige heiße Sodalösung ist bereits imstande, die Wollfaser weitgehend zu schwächen und mürbe zu machen. Es ist daher ganz verkehrt, wenn etwa beim Brühen neuer Filze (Manchons), durch das eine Verkürzung (Krumpen) derselben erfolgen soll, dem heißen Wasser Soda zugefügt wird. Wenn daher die Behandlung von Wollfilzen mit Alkalien, z. B. bei der Reinigung verkrusteter oder hart gewordener Filze, nicht zu umgehen ist, so sind nur sehr verdünnte und

Digitized by Google

höchstens lauwarme Lösungen von Soda oder besser von dem milder wirkenden Ammoniak zu benutzen. Nachher ist sofort und ausgiebig zu spülen, gegebenenfalls unter Zusatz von etwas Säure zu dem Spülwasser zwecks Neutralisation des sehr hartnäckig an der Faser haftenden Alkalis. Gegen Säure ist Wolle verhältnismäßig sehr widerstandsfähig, so daß sie auch mit stärkeren Konzentrationen derselben in Berührung kommen kann, wenn nachher bald gespült wird und sofern nicht Hitze mitwirkt. Wertvolle Hilfsmittel für die Erkennung einer chemischen Schwächung der Wollfasern sind z. B. die Biuretreaktion sowie das mikroskopische Verhalten der Faser gegenüber kalter Kalilauge und gewissen Farbstoffen.

Im Gegensatz zur Wolle ist die Baumwolle gegen schwache Alkalien ziemlich unempfindlich; empfindlich ist sie aber gegenüber stärkeren Alkalien bei Hinzutritt von Hitze, in welchem Falle sich Oxyzellulose bildet. Von Mineralsäuren, auch in größeren Verdünnungen, wird Baumwolle, besonders bei Mitwirkung von Hitze, stark angegriffen. Aber nicht nur freie Säure ist für Filze aus Pflanzenfasern gefährlich, sondern auch solche Salze, die unter gewissen Umständen Säure abspalten, wie z. B. Chlormagnesium, das bei Temperaturen von 105° aufwärts Salzsäure frei werden läßt, die ihrerseits, wie eben dargestellt, die Faser schwächt und gegebenenfalls vollkommen zerstört. Über diese Wirkungen ist in der Literatur schon so häufig berichtet worden, daß sich hier ein näheres Eingehen darauf erübrigen dürfte. Es wird auf die unten angegebenen Stellen[1] verwiesen.

[1] Lummerzheim: Leipz. Monatschr. f. Textilind. 1921, H. 3; Doninelli: Ebenda 1908, H. 9; Ristenpart: Z. angew. Chem. 1912, S. 289; Jovanovits: Melliand Textilberichte 1925, H. 2; Kind: Das Bleichen der Pflanzenfasern, 2. Aufl., S. 342. Wittenberg 1922.

Über den Wert des Glühverfahrens bei der Bestimmung des Baumwollgehalts in Asbesterzeugnissen.

Von **H. Sommer.**

Die Verwendung von Asbesterzeugnissen in Form von Garnen, Geweben und Geflechten an Stellen, wo sie der Einwirkung höherer Hitzegrade ausgesetzt sind, bedingt Freisein von Bestandteilen, die brennbar sind und infolgedessen im Gebrauch ein Schwinden verursachen. Den in bezug auf Hitzebeständigkeit zu stellenden Anforderungen, z. B. bei Isoliermatratzen, feuerfester Schutzkleidung, Dichtungen für Ofentüren u. a., genügen nur die sog. „garantiert reinen" Asbesterzeugnisse. Sie enthalten keine brennbaren Beimischungen und können aus spinntechnischen Gründen nur aus den besten langfaserigen Asbestsorten hergestellt werden, sind allerdings entsprechend teuer. Die weniger langfaserigen Asbestsorten erfordern dagegen, wenn sie zu Garnen verarbeitet werden sollen, zur Erleichterung und Verbilligung des Spinnprozesses einen Zusatz von Baumwolle (in Ausnahmefällen wird für diesen Zweck auch Seide verwendet). Nach den „Allgemeinen Gütevorschriften und Prüfverfahren für Asbestwaren" des Reichsausschusses für Lieferbedingungen (RAL 545 A[1]), an denen das Amt maßgebend mitgearbeitet hat, soll der Asbestgehalt dieser als „handelsrein" bezeichneten Asbesterzeugnisse mindestens 92% betragen, es werden jedoch häufig Asbesterzeugnisse mit einem weit höheren Baumwollgehalt, bis zu 30%, in den Handel gebracht. „Handelsreine" Asbesterzeugnisse sollten nur dort Verwendung finden, wo die auftretenden Temperaturen eine Zersetzung bzw. ein Verbrennen der Baumwolle nicht herbeiführen können, z. B. bei gefetteten Heißdampfpackungen u. a. Trotzdem wird häufig von Verbrauchern in Unkenntnis der Sachlage oder aus falscher Sparsamkeit auch „handelsreine" Ware für Zwecke verwendet, für die ausschließlich nur „garantiert reine" Asbesterzeugnisse geeignet sind. Die Folgen machen sich, besonders wenn es sich um größere Mengen beigemischter Baumwolle handelt, sehr bald als Schwinden, Undichtwerden usw. bemerkbar und geben Anlaß zu unliebsamen Auseinandersetzungen zwischen Verbraucher und Hersteller.

Die Prüfung eines Asbesterzeugnisses auf Hitzebeständigkeit bzw. Baumwollgehalt — vor seiner Verwendung — ist daher von besonderer Wichtigkeit. In der Praxis verfährt man dabei vielfach so, daß man ein Probestück aufgefasert in eine Flamme hält und je nach der Brennbarkeit auf Beimengung von Baumwolle zu schließen sucht (Brennprobe). Dieses Verfahren ist naturgemäß sehr roh und unsicher. Ein weiteres bislang geübtes Verfahren ist die mikroskopische Schätzung, wobei die Baumwollfasern durch Anwendung von Jod-Jodkaliumlösung deutlicher sichtbar gemacht werden. Infolge der Verschiedenheit im spezifischen Gewicht und in den Abmessungen von Asbest- und Baumwollfasern ist eine solche Schätzung jedoch ziemlich schwierig und gestattet auch dem Geübten nur Angaben von bestenfalls 5 zu 5%; immerhin läßt sich auf diesem Wege mit Sicherheit feststellen, ob überhaupt Baumwolle beigemischt ist, und es ist möglich, gegebenenfalls noch Reste eines Baumwollzusatzes zu erkennen, den man etwa durch kurzes Glühen zu entfernen gesucht hat.

Auch die Bestimmungen des Glühverlustes als Maßstab für den Baumwollgehalt, die noch immer in Hersteller- und Verbraucherkreisen als maßgebend angesehen und am häufigsten angewendet wird, ist nicht einwandfrei. Bekanntlich ist der Glühverlust des reinen Asbestes, d. h. sein Gehalt an chemisch gebundenem Wasser unter Ausschaltung der hygroskopischen Feuchtigkeit, von der chemischen Beschaffenheit des Asbestes abhängig; Hornblendeasbeste haben im allgemeinen einen sehr niedrigen, Serpentinasbeste dagegen einen

[1] Zu beziehen durch den Beuth-Verlag, Berlin SW 19.

Digitized by Google

sehr hohen Glühverlust. Aber auch für jede dieser Gruppen ist der Glühverlust nicht etwa eine feststehende Größe, er schwankt vielmehr je nach Zusammensetzung und Herkunft des Asbestes, so daß z. B. die früher übliche Annahme eines Durchschnittswertes von 14% für Serpentinasbeste, der bei der Berechnung des Baumwollgehaltes vom ermittelten Glühverlust des Asbesterzeugnisses in Abzug gebracht wird, zu Fehlern von mehreren Prozenten führen kann. Dieser Umstand hat dem Amt seinerzeit Veranlassung gegeben, ein einwandfreies Verfahren zur Bestimmung des Baumwollgehaltes in Asbesterzeugnissen auszuarbeiten[1]; dieses Verfahren ist auch für Schiedsprüfungen in die Prüfungsvorschriften des RAL 545 A aufgenommen worden. Indes wird in der Praxis noch vielfach die Glühverlustbestimmung als ausschlaggebend angesehen. So hatte z. B. das Amt in einem Falle in einigen angeblich „garantiert reinen", also baumwollfreien, Asbestpackungen einen geringen Baumwollzusatz (etwa 4%) festgestellt; der Hersteller berief sich auf den von ihm ermittelten Glühverlust, welcher etwa dem im RAL 545 A angegebenen oberen Grenzwert von 16% für „garantiert reine" Asbestwaren entsprach, woraus er auf Freisein von Baumwolle schloß, mußte sich aber von der Richtigkeit der Angaben des Amtes überzeugen. In einem anderen Falle wurde bei der Asbestdecke eines Koksofentürringes ein Glühverlust von 15,1% ermittelt, während gleichzeitig durch die mikroskopische Prüfung erhebliche Mengen Baumwolle nachgewiesen und ihr Anteil nach dem Kupferoxydammoniakverfahren zu 12,2% bestimmt wurde. Die an dem von Baumwolle befreiten Asbest vorgenommene Nachprüfung ergab für diesen einen Glühverlust von 3,5% (bzw. 3,1%, bezogen auf das Trockengewicht der Asbest-Baumwollmischung); aus dem Unterschied der Glühverluste berechnet sich somit ein Baumwollgehalt von 15,1—3,1 = 12,0%, der in guter Übereinstimmung mit dem nach dem Kupferoxydammoniakverfahren ermittelten Werte (12,2%) steht. Aus diesen Beispielen, denen noch eine Reihe anderer aus der Untersuchungspraxis des Amtes zur Seite gestellt werden könnten, geht zur Genüge hervor, daß der Glühverlustbestimmung keine entscheidende Bedeutung für die Ermittlung des Baumwollgehalts beigemessen werden kann.

Obwohl in der Literatur[2] Angaben über den wechselnden Glühverlust der Asbeste bereits vorhanden sind, ist diese Frage im Amt erneut einer Nachprüfung unterzogen worden. Da auch bezüglich der beim Glühverfahren einzuhaltenden Temperaturen in der Praxis vielfach nicht einheitlich verfahren wird, wurden einige der untersuchten Asbestproben das eine Mal mehrstündig mit dem Gebläse (Temperatur etwa 600°), das andere Mal 1 St. bei 900° im elektrischen Muffelofen geglüht. Es ergaben sich folgende, auf das Trockengewicht berechnete Werte:

Probenbezeichnung	Gehalt an hygroskopischer Feuchtigkeit bei 65% relativer Luftfeuchtigkeit %	Glühverlust (chemisch gebundenes Wasser) bei mehrstündigem Glühen bei etwa 600° %	Glühverlust (chemisch gebundenes Wasser) bei einstündigem Glühen bei etwa 900° %
Kanad. Asbest, Crude I	1,62	—	12,87
„ Rohasbest I	1,98	10,18	11,95
„ Spinnfaser	2,08	11,52	11,64
„ Pappenfaser	1,81	10,97	12,23
Russ. Uralasbest, Crude I	2,27	—	12,86
„ Spinnfaser I	2,06	11,34	12,74
„ Pappenfaser	1,82	10,57	12,82
Austral. Spinnfaser	1,95	13,18	13,86
Südafr. weißer Asbest, Crude I	2,37	—	15,80
„ gelbe Spinnfaser	1,98	10,83	12,72
Afrikan. Blauasbest	0,46	—	1,61
„ blaue Spinnfaser	1,16	0,28	0,45
„ blaue Pappenfaser	0,72	1,66	1,65
Finnischer Pappenasbest	1,61	0,55	1,58
Deutscher Pappenasbest	1,04	—	2,67
Weißer Asbest (aus Kleinasien)	0,38	—	1,71
Weißer Spinnasbest (unbekannter Herkunft)	0,34	—	3,48
Weißer Spinnasbest (unbekannter Herkunft)	0,84	2,94	—

Aus den Versuchsergebnissen geht hervor, daß die Glühverluste verschiedener Asbestsorten nicht nur zum Teil erheblich voneinander abweichen, sondern auch noch von der Glühtemperatur abhängig sind. Der Einfluß der Glühtemperatur ist allerdings nur bei den hitzebeständigeren Serpentinasbesten von Bedeutung, der größte im Amt beobachtete Unterschied beträgt hier 2,3%; bei den Hornblendeasbesten spielt er keine Rolle, da diese bereits bei Temperaturen unter 500° das chemisch gebundene Wasser verlieren. Legt man den im RAL 545 A angegebenen Wert von 16% für den Glühverlust von Serpentinasbesten zugrunde, der unter Berücksichtigung des Umstandes zustandegekommen ist, daß gelegentlich außer Serpentinasbesten von 12 bis 16% auch solche mit noch höherem Glühverlust vorkommen, so ist festzustellen, daß bei den am häufigsten verarbeiteten Serpentinasbesten der Glühverlust meist noch so weit unter dem für die Berechnung angenommenen Wert von 16% liegt, daß bei ihnen ein Zusatz geringer Mengen (bis zu 5%) von Baumwolle aus den Glühverlust des Asbesterzeugnisses gar nicht erkannt werden kann, zumal wenn die Bestimmung etwa bei einer zu niedrigen Glühtemperatur ausgeführt worden ist. Die Möglichkeit einer fehlerhaften Bestimmung des Baumwollgehalts nach dem Glühverfahren ist um so größer, als neuerdings neben den weißen Serpentinasbesten mit hohem Glühverlust auch von ihnen äußerlich nicht zu unterscheidende weiße Hornblendeasbeste von wechselnder Zusammensetzung und sehr niedrigem Glühverlust versponnen werden; einen Fall dieser Art stellt das weiter oben angeführte Beispiel dar. Das Glühverfahren kann mithin keine brauchbare Grundlage für

[1] Heermann und Sommer: Die Bestimmung von Gemischen aus Asbest und Baumwolle. Mitt. Materialpr.-Amt 1921, H. 5/6, S. 315.

[2] Z. Bsp. Dammer und Tietze: Die nutzbaren Mineralien, II, S. 231/32. 1914.

Digitized by Google

eine genaue Baumwollgehaltsbestimmung abgeben, es kann nur als Vorversuch zur Gewinnung eines ungefähren Anhalts gewertet werden.

Die indirekte Ermittelung des Asbestgehaltes etwa durch quantitative Bestimmung eines typischen Bestandteiles des Asbests scheitert an der sehr verschiedenen prozentualen Zusammensetzung der Asbeste[1], ebenso ist auch ihre verschieden große Säurelöslichkeit der Bestimmung des Asbestgehalts durch Herauslösen der Baumwolle mit 80proz. Schwefelsäure hinderlich. — Eine andere Möglichkeit der Baumwollgehaltsbestimmung könnte daraus hergeleitet werden, daß der Gehalt eines Asbesterzeugnisses an hygroskopischer Feuchtigkeit um so größer ist, je mehr Baumwolle es enthält, da bei normaler Luftfeuchtigkeit (65%) gelagerter Asbest verhältnismäßig sehr wenig, Baumwolle im Vergleich dazu viel mehr hygroskopisches Wasser enthält. Die Berechnung des Baumwollgehalts x nach einer einfach abzuleitenden Formel

$$x = \frac{c - a}{b - a} \cdot 100\%,$$

in welcher

a = Gehalt des Asbests an hygroskopischer Feuchtigkeit in Prozent des Asbesttrockengewichts,

b = Gehalt der Baumwolle an hygroskopischer Feuchtigkeit in Prozent des Baumwolltrockengewichts,

c = Gehalt der Asbest-Baumwollmischung an hygroskopischer Feuchtigkeit in Prozent ihres Trockengewichts bedeutet, ergibt jedoch eine zu geringe Genauigkeit, da z. B. für die ungefähren Durchschnittswerte $a = 2\%$, $b = 8\%$ ein Unterschied von 0,1% bei der Bestimmung von c schon einer Abweichung von 1,7% für den Baumwollgehalt entspricht. Außerdem kommt hinzu, daß auch der Gehalt an hygroskopischer Feuchtigkeit bei den verschiedenen Asbestsorten Schwankungen unterworfen ist (s. Tabelle).

Als einzige brauchbare und auf Bruchteile eines Prozentes genaue Werte liefernde Bestimmungsmethode hat sich das vorher erwähnte im Amt ausgearbeitete Kupferoxydammoniakverfahren[1] erwiesen; die Baumwolle wird hierbei durch Kupferoxydammoniak in Lösung gebracht, während der Asbest durch dieses vollständig unverändert bleibt und quantitativ zurückgewonnen wird. Das Verfahren wird seit längerer Zeit im Amt für genaue Bestimmungen angewendet und hat sich in allen Fällen als zuverlässig bewährt. Es kann ebenfalls mit Erfolg angewendet werden, wenn die Beimischung aus gebleichten (kotonisierten) Flachsfasern oder Zellstoff (z. B. in Filterasbesten) besteht; auch ein gegebenfalls vorkommender Zusatz von Seide wird bei genügend langer Einwirkung von der Kupferoxydammoniaklösung gelöst, so daß in allen Fällen der Gehalt an Asbest einwandfrei ermittelt werden kann. Seinen einzigen Nachteil, der in einer verhältnismäßig großen Zeitdauer und gewissen notwendigen Einarbeitung besteht, steht eine Genauigkeit gegenüber, die mit keinem anderen Verfahren zu erreichen ist.

[1] Vgl. die Analysenwerte in Dammer und Tietze: Die nutzbaren Mineralien, II, S. 231/32. 1914.

[1] Siehe Fußnote 1, S. 66; eine kurze Beschreibung des Verfahrens ist auch im RAL 545 A zu finden.

Einige Neuerungen bei photographischen Kopierprozessen.

Von **H. Frederking.**

Unter den photographischen Kopierverfahren, die zur Herstellung positiver Abzüge nach photographischen Negativen dienen, nimmt auch heute noch das Pigment- oder Kohleverfahren eine sehr bedeutsame und wichtige Stellung ein. Wenn dieses Kopierverfahren auch durch die Anwendung der sehr schnell arbeitenden Gaslicht- und Bromsilberverfahren im laufenden Bedarf des Tages eine gewisse Zurücksetzung erfahren hat, so behauptet es doch noch überall da seinen bevorzugten Platz, wo es auf ernste Arbeit, auf große Widerstandsfähigkeit und künstlerische Wirkung der photographischen Bilderzeugnisse ankommt. Diese bevorzugte Stellung verdankt das Pigmentverfahren neben der Unveränderlichkeit der mit ihm erzielbaren Bildabzüge vornehmlich dem Umstande, daß man bei seiner Anwendung weitgehendste Freiheit in der Wahl der Bildfärbung und des Bilduntergrundes hat. Denn Pigmentkopien lassen sich nicht nur auf Papier beliebiger Oberflächenbeschaffenheit, sondern ebensogut auch auf Geweben, Holz, Glas, Porzellan, Elfenbein, Metall und anderen Stoffen herstellen.

Chemisch beruhen der Pigmentprozeß und andere ihm nahestehende Verfahren bekanntlich auf der Eigenschaft der doppeltchromsauren Salze, in Verbindung mit mannigfachen organischen Stoffen durch die Wirkung des Lichtes reduziert zu werden. Diese Reduktionsprodukte der Chromsäure sind es nun ihrerseits, die auf den gleichzeitig anwesenden organischen Stoff je nach der Natur desselben in etwas verschiedener Weise chemisch einwirken. Wird z. B., wie dies gerade beim Pigmentverfahren der Fall ist, eine gefärbte Gelatineschicht in einer Lösung von Kalium- oder Ammoniumbichromat gebadet, so wird sie nach dem Trocknen in hohem Maße lichtempfindlich. Belichtet man eine solche Schicht unter einem photographischen Negativ, so wird in ihr das Chromsalz je nach Maßgabe der Lichtwirkung in größerer oder geringerer Tiefe der Schicht zu Chromdioxyd reduziert, das nun seinerseits eine gerbende Wirkung auf die Gelatine ausübt, d. h. sie in heißem Wasser unlöslich macht. Beim Baden der belichteten Schicht in warmem Wasser wird daher alles von der Gelatineschicht fortgelöst, was keiner Lichtwirkung ausgesetzt gewesen war und es hinterbleiben nur die belichteten Teile der gefärbten Gelatine, die einen bis in die feinsten Einzelheiten richtig abgestuften Abdruck des Negatives in der Farbe ergeben, die der Gelatine zugesetzt worden war. Da aber beim Belichten einer chromierten Gelatineschicht, die gewöhnlich auf Papier aufgetragen ist, die Lichtwirkung fast nie die ganze Schicht durchdringt, so bleibt nächst der Papieroberfläche immer noch löslich

Digitized by Google

gebliebene Gelatine zurück. Würde man also die Pigmentkopie nach dem Belichten einfach in heißes Wasser bringen, so würde das hauptsächlich an der Oberfläche der Schicht liegende Bild unterspült und abgeschwemmt werden. Um dies zu vermeiden, ist es notwendig, die Kopie zunächst mit einer anderen Unterlage, an der sie gut haftet, in innigen Kontakt zu bringen und dann die ursprüngliche Papierunterlage und die löslich gebliebene Gelatine in warmem Wasser restlos zu entfernen. Das fertig entwickelte Bild kann auf dieser neuen Unterlage bleiben, ist aber dann seitenverkehrt, oder es kann bei geeigneter Vorpräparation dieser Unterlage von ihr wieder auf eine andere beliebige Unterlage übertragen werden, auf der es dann in richtiger Stellung steht. Im ersteren Falle spricht man von einfachem, im zweiten von doppeltem Übertrag.

Die Grundlagen des Pigmentverfahrens sind im Jahre 1855 durch die Arbeiten des französischen Chemikers Poitevin[1] geschaffen worden, aber erst mehr als 20 Jahre später ist der Chemismus der bei Ausübung dieses Verfahrens sich abspielenden Reaktionen durch die Forschungen des Wiener Photochemikers Dr. J. M. Eder[2] einwandfrei aufgeklärt worden. Nachdem sich dann in den achtziger Jahren des vorigen Jahrhunderts das Pigmentverfahren ziemlich allgemein eingeführt hatte, sind im Laufe der Zeit mancherlei Verbesserungen herausgefunden worden, die sich auf die praktische Ausübung des Pigmentdruckes als photographisches Kopierverfahren erstrecken. Merkwürdigerweise ist man aber gerade in der Herstellung des eigentlichen Kopiermateriales, von einigen geringfügigen Ausnahmen abgesehen, ungefähr da stehen geblieben, wo man auch schon vor 40 oder 50 Jahren stand.

Pigmentpapiere, d. h. mittels besonderer Auftragmaschinen mit einer ziemlich dicken Schicht gefärbter Gelatine überzogene Papiere, die erst zum Gebrauch durch Chromieren lichtempfindlich zu machen sind, werden insbesondere von einigen deutschen und englischen Fabriken in recht reichhaltiger Farbenauswahl hergestellt und in den Handel gebracht. Die Fabrikation dieser Papiere gestaltet sich nicht ganz einfach, wenn ein wirklich brauchbares Fabrikat erzeugt werden soll. Als oberster Grundsatz galt und gilt noch heute, daß für Pigmentpapiere nur Farben von möglichster Beständigkeit zu verwenden sind. Deshalb kam als färbendes Mittel hauptsächlich die Kohle zur Anwendung, sei es als Lampenschwarz, als Elfenbeinschwarz, chinesische Tusche u. dgl., so daß man aus diesem Grunde das Pigmentpapier auch Kohlepapier nannte. Neben der Kohle wurden noch zahlreiche Erd- und Mineralfarben, Indigo und einige Farblacke, meist im Gemisch mit Kohle, selten für sich allein, zum Färben der Gelatine benutzt. Auch alkalisch gelöstes Alizarin oder Purpurin wurde gelegentlich zum Nuanzieren der Farbmischungen herangezogen. Die Verwendung aller dieser Farben machte zum Teil recht umständliche Vorarbeiten nötig, da die Farben erst sehr sorgfältig gemahlen oder geschlämmt, mitunter auch entfettet, dann auf Farbsteinen abgerieben und schließlich gleichmäßig und vorsichtig mit der warmen gelösten Gelatine vermischt werden mußten. Infolge des verschiedenen spezifischen Gewichtes der Einzelbestandteile einer solchen Farbenmischung traten leicht Entmischungen ein oder Zusammenballungen einzelner Bestandteile, die die Homogenität der fertigen gefärbten Emulsion in unangenehmer Weise stören konnten, wenn nicht besondere Kunstgriffe zur Vermeidung solcher Störungen zur Anwendung gelangten. Diese Schwierigkeiten machten die Fabrikation des Pigmentpapieres umständlich, zeitraubend und teuer.

Durch zahlreiche und eingehende Versuche gelang es dem Verfasser, eine neue Herstellungsart für das Pigmentpapier zu finden, die die geschilderten Schwierigkeiten völlig umgeht und ohne Einbuße in bezug auf die Güte der Bildresultate eine wesentliche Vereinfachung und Verbilligung des Fabrikationsprozesses bedeutet. Aus patentrechtlichen Gründen können nähere Einzelheiten über das Verfahren zur Zeit noch nicht mitgeteilt werden, sondern müssen einer späteren Veröffentlichung vorbehalten bleiben.

Unabhängig von dem vorstehend erwähnten Verfahren gelang es, auch noch auf einem anderen Gebiete der photographischen Kopiertechnik eine nicht unwesentliche Verbesserung aufzufinden. Um zu reproduzierbaren photographischen Bildern in den Naturfarben zu gelangen, wendet man meist das Dreifarbenverfahren mit drei Teilnegativen, die unter Zuhilfenahme von Lichtfiltern und farbenempfindlichen Aufnahmeplatten hergestellt werden, an[1]. Das sehr schöne und zu hoher Vollendung entwickelte Farbenrasterverfahren, das schon mit einer Aufnahme ein Bild in den Naturfarben liefert, leidet an dem Übelstande, daß nur Durchsichtsbilder erhalten werden können, die bisher leider nicht oder nur bei Anwendung weitgehender manueller Retuschen im autotypischen Pressendruck als Aufsichtsbilder vervielfältigt werden können. Aber auch die Herstellung und Vereinigung der drei Teilbilder zu einem naturfarbigen Gesamtbilde nach dem gewöhnlichen Dreifarbenverfahren bietet namentlich auf dem Wege der photographischen Kopierprozesse mancherlei Schwierigkeiten. So ist es beispielsweise schwer, im Bilde neutrale schwarze oder graue Farbtöne mit Sicherheit zu erhalten und gleichzeitig zu grelle und unwahr wirkende Farben selbst bei Verwendung vollkommen einwandfreier Teilnegative zu vermeiden. Bei den photomechanischen Pressendruckverfahren, mit deren Hilfe oft sehr schöne Drei- und Mehrfarbendrucke hergestellt werden, müssen diese Mängel durch Anwendung ausgiebiger Retusche der Teilnegative und Druckplatten beseitigt werden. Bei den Kopierprozessen, die im photographischen Dreifarbenverfahren Anwendung finden, ist aber eine solche Retusche höchstens in beschränktem Umfange durchführbar.

Es wurde nun ein einfacher Weg gefunden, um auch bei der photographischen Dreifarben-Kopier-

[1] Engl. Patent vom Jahre 1855.

[2] Sitzungsber. d. Wiener photograph. Gesellsch., Januar 1878.

[1] A. v. Hübl: Die Dreifarbenphotographie. Halle a. S.: W. Knapp.

Digitized by Google

technik die genannten Schwierigkeiten auf ein Mindestmaß herabzudrücken. Durch einen Kunstgriff ist es möglich, neutrale schwarze und graue Farbtöne viel besser im Dreifarbenbilde abzustimmen und auch die übrigen Farbtöne richtiger und naturwahrer wiederzugeben als bisher. Vergleichsbilder, die unter Benutzung der gleichen Teilnegative nach dem alten und nach dem neuen Verfahren angefertigt wurden, zeigen deutlich die Überlegenheit des letzteren. Da auch dieser Kunstgriff Gegenstand einer Patentanmeldung ist, können zur Zeit noch keine näheren Angaben über das Verfahren veröffentlicht werden.

Katalytische Bildung von Erdölkohlenwasserstoffen aus Fetten[1].

Von **J. Marcusson** und **W. Bauerschäfer.**

In einer Reihe von Abhandlungen hat A. Mailhe nachgewiesen, daß durch katalytische Zersetzung der Fette und nachfolgende Hydrierung beträchtliche Mengen von Erdölkohlenwasserstoffen gebildet werden. Er leitete[2] z. B. Leinöldampf bei 600 bis 650° über Mischkalysatoren von Kupfer und Magnesia oder Kupfer-Tonerde und erhielt neben heiz- und leuchtkräftigen Gasen als Destillat eine schwachsaure, gelbliche, von 40 bis 250° siedende Flüssigkeit. Diese wurde von Verseifbarem durch Behandeln mit Lauge befreit, das Unverseifbare wurde fraktioniert, die von 70 bis 150° siedenden Anteile wurden in Gegenwart von Nickel bei 180° hydriert. Das Hydrierungsprodukt war ein farbloses brennbares Öl von angenehmem Geruch; es enthielt neben Benzol und Xylol hydroaromatische Verbindungen. Durch fraktionierte Destillation erfolgte Zerlegung in ein Benzin vom spez. Gewicht 0,76 und ein Leuchtpetroleum vom spez. Gewicht 0,86.

Bei dieser Arbeitsweise werden indessen, wie Mailhe selbst angibt[3], weder schwere noch viskose Öle erhalten.

Wurden jedoch die zwischen 240 und 280° siedenden Kohlenwasserstoffe vor der Hydrierung mit Chlorzink erhitzt, so wandelten sie sich infolge Polymerisation teilweise in viskose, über 330° siedende Öle um. Mittels der beschriebenen Reaktionen glaubt Mailhe[4] in Ländern, welche reich an Pflanzenölen, dagegen erdölarm sind, eine Industrie künstlicher Erdöle ins Leben rufen zu können. Das Verfahren erscheint recht kostspielig.

Von uns wurde festgestellt, daß die Umwandlung der Fette schon bei weit niedrigeren Temperaturen erfolgt als Mailhe sie anwandte. Das von Mailhe erhaltene Kohlenwasserstoffgemisch ist ein sekundäres Zersetzungsprodukt, primär entstehen schwere Öle. Zur Herstellung dieser Öle ist es erforderlich 1. die Reaktionstemperatur bedeutend zu erniedrigen, 2. eine Destillation zu vermeiden, weil diese unbedingt zu Zersetzungen führt. Wir verfuhren in Anlehnung an frühere Untersuchungen[5] von J. Marcusson über Bildung von Zeresinkohlenwasserstoffen aus Montanwachs folgendermaßen:

Das umzuwandelnde Öl oder Fett wurde mit ein Fünftel seines Gewichtes an Kieselgur (ungeglüht) oder Kochsalz 20 St. im Sandbade zum Sieden erhitzt. Die sich bildenden Spaltungsprodukte wurden durch einen auf den Kolben aufgesetzten Kühler verdichtet, tropften zurück und verhinderten hierdurch einen zu hohen Anstieg der Temperatur, die nicht über 300° hinausging. Schon nach kurzer Zeit trat infolge Bildung fluoreszierender schwerer Kohlenwasserstoffe Dunkelgrünfärbung ein. Nach beendeter Erhitzung wurde das Reaktionsprodukt vom Katalysator getrennt und mit Lauge von verseifbaren Resten befreit. Das so gewonnene Unverseifbare hatte, je nachdem, ob das stark ungesättigte Leinöl und der überwiegend aus gesättigten Glyzeriden bestehende Talg verwendet war, ein zwischen 0,87 und 0,92 liegendes spezifisches Gewicht und die Jodzahl 29 bis 52. Es bestand in der Hauptsache aus gesättigten und ungesättigten Kohlenwasserstoffen, enthielt außerdem nach der Azetylzahl (13 und 16) Alkohole und nach der Azetylzahl der hydrierten Produkte (32 und 61) noch Ketone. Die Konsistenz war beim Leinölverseifbaren mäßig zähflüssig, bei dem Talgerzeugnis dünnsalbig. Beide Produkte fluoreszierten grün. Bei der fraktionierten Destillation des Talgunverseifbaren ging bis 300° (beginnend bei 150°) 18% Petroleum über, der Rückstand war zähflüssiger geworden, das spezifische Gewicht war von 0,87 auf 0,91 gestiegen.

Eigenschaften des Unverseifbaren aus erhitztem Leinöl und Talg.

Unverseifbares aus	Äußere Erscheinungen	Spezifisches Gewicht bei 20°	Jodzahl	Azetylzahl	
				im ursprünglichen Zustand	nach vorherigem Hydrieren
Leinöl	mäßig zähflüssig, braun, grün fluoreszierend	0,9219	52	13,3	31,8
Talg	dünnsalbig, braun	0,8762	29,3	16,6	61,3

Im einzelnen sind die erhaltenen Werte in der Tabelle zusammengestellt. Vergleicht man die Eigenschaften der künstlichen Mineralöle mit dem Verhalten natürlicher, so fällt ohne weiteres der durch die Jodzahlen gekennzeichnete höhere Gehalt der Kunstprodukte an ungesättigten Kohlenwasserstoffen auf. Die Bildung des natürlichen Erdöls erfolgt in der Natur bei weit niedrigeren Wärmegraden, als sie bei den Versuchen zur Anwendung kamen; soweit ungesättigte Spaltstücke entstehen, polymerisieren sie sich mit der Zeit.

Der Gehalt der Kunstöle an Alkoholen und Ketonen ist größer als beim natürlichen Erdöl. Das ist erklärlich, da die Erdölbildung unter Druck vor sich geht. Dabei werden primär etwa entstandene Alkohole und Ketone größtenteils zersetzt.

[1] **Original:** Chem.-Zg. 1925, S. 1045.
[2] **Chem. Zentralbl. 1921 IV, S. 1190.**
[3] **Chem. Zentralbl. 1923 IV, S. 504.**
[4] **Chem. Zentralbl. 1925 I, S. 2420.**
[5] **Z. angew. Chem. Bd. 37. S. 413. 1924.**

Digitized by Google

Die vorgenommene Untersuchung zeigt mit aller Deutlichkeit, daß beim Erhitzen von Fetten mit Katalysatoren primär schwere hochsiedende Kohlenwasserstoffe entstehen. Von J. Marcusson ist bereits 1905 darauf hingewiesen, daß auch bei der natürlichen Erdölbildung, soweit sie nicht ausnahmsweise katastrophenartig erfolgt, schwere Öle vor den leichtflüchtigen gebildet sein müssen. So ist es zu erklären, daß sich die optisch aktiven Stoffe in der Schmierölfraktion anreichern. Durch Polymerisation des fast inaktiven Leichtöls (Protopetroleums) können die stark aktiven Maschinen- und Zylinderöle nicht entstanden sein. Auch das Vorkommen von erdwachsartigem Paraffin (Protoparaffin) in den schweren Ölen weist auf deren primäre Entstehung hin, da das hochmolekulare Protoparaffin leicht unter Bildung von kristallisiertem Pyroparaffin zerfällt und aus diesem nicht wieder aufgebaut werden kann.

Autoxydation der Mineralöle[1].

Von J. Marcusson und W. Bauerschäfer.

Die Autoxydation der Mineralöle spielt in der Technik überall da eine bedeutsame Rolle, wo ein und dasselbe Öl, wie z. B. im Transformatoren- und Turbinenbetriebe, längere Zeit verwandt wird. Es entstehen Säuren, welche das Metall angreifen und durch die erfolgende Metallseifenbildung zu den gefürchteten Schlammabsätzen führen. Über die Natur der Säuren ist noch wenig bekannt. Um diese Lücke auszufüllen und hierdurch die Vorgänge bei der Autoxydation der Mineralöle weiter zu klären, haben wir eine eingehende Untersuchung der unter dem Einfluß des Sauerstoffes sich bildenden Säuren vorgenommen. Als Ausgangsmaterial dienten zwei verschiedene Öle, ein normales Transformatorenöl und ein Weißöl, das mit rauchender Schwefelsäure gereinigt war. Ersteres Öl wurde im unraffinierten Zustand verwandt. Die Eigenschaften beider Öle sind in der Tabelle 1 zusammengestellt. Danach hat das Weißöl eine ganz ungewöhnlich hohe Verteerungszahl.

Tabelle 1. Pysikalisches und chemisches Verhalten zweier Transformatorenöle.

Art des Öles	Äußere Beschaffenheit (im Reagenzglas)	Spezifisches Gewicht bei 20° C	Flüssigkeitsgrad bei 20°	Flüssigkeitsgrad bei 50°	Verhalten bei − 5°	Flammpunkt im offenen Tiegel °C	Freie Säure	Harz	Asche %	Schwefel %	Verteerungszahl
Normales Transformatorenöl	wenig zähflüssig, braungelb, klar, nach Mineralöl riechend	0,891	3,09	1,59	fließend klar	154	säurefrei	fehlt	0,015	—	0,88
Weißöl	wenig zähflüssig, wasserhell, klar, schwach nach Mineralöl riechend	0,842	3,98	1,82	nichtfließend, dünn- bis dicksalbig getrübt	181	säurefrei	fehlt	fehlt	0,015	14,5

Das Blasen der Öle erfolgte durch 70stündiges Einleiten von Sauerstoff bei 120°. Die so oxydierten Öle wurden mit 50proz. alkoholischer Natronlauge 20 Min. am Rückflußkühler auf dem Dampfbade unter Umschütteln erhitzt. Nach dem Erkalten wurde im Scheidetrichter die untere wässerig-alkoholische Seifenlösung abgetrennt und behufs Entfernung gelösten Mineralöls noch mit Petroläther ausgeschüttelt. Dann wurde angesäuert, das Säuregemisch mit Benzol ausgezogen und mineralsäurefrei gewaschen. Die aus dem gewöhnlichen Transformatorenöl abgeschiedenen Säuren waren dunkelbraun, von zäher, fadenziehender Beschaffenheit und naphthensäureartigem Geruch; sie waren durch Normalbenzin zerlegbar in 60% lösliche ölige und 40% unlösliche asphaltartige Säuren. Die öligen Säuren hatten die Säurezahl 66, Verseifungszahl 130, Azetylzahl 58 und Jodzahl 16. Das mittlere Molekulargewicht (nach Rast) betrug 285. Die Kupfersalze waren im Benzin mit grüner Farbe völlig löslich. Im Gegensatz zu normalen Naphthensäuren hatten die vorliegenden Produkte ein spezifisches Gewicht über 1 und bildeten mit Formaldehyd und Schwefelsäure keinen Formolit. Das gesamte Verhalten weist auf Vorliegen von Oxynaphthensäuren hin, welche aus gesättigten Naphthenen des Ausgangsmaterials gebildet sind.

Die benzinunlöslichen asphaltartigen Säuren hatten nahezu die gleiche Säurezahl und Jodzahl wie die öligen Verbindungen, dagegen doppelt so hohe Verseifungs- und Azetylzahl (265 und 127). Offenbar sind die asphaltartigen Säuren aus ungesättigten Kohlenwasserstoffen, z. B. Naphthylenen, durch Zusammenschluß zweier Moleküle unter Einlagerung von Sauerstoff entstanden.

Aus dem geblasenen Weißöl wurden weit größere Mengen Säure gewonnen als aus dem gewöhnlichen Transformatorenöl. Behandeln der Öle mit rauchender Schwefelsäure wirkt also für Zwecke der Transformatorenisolierung ungünstig. Die Säuren des oxydierten Weißöls haben, wie schon W. Brauen[1] festgestellt hat, scharfen, stechenden Geruch, sie greifen das Metall des Transformators stark an, bilden aber keinen oder nur sehr wenig Schlamm, weil die Salze im Öl löslich sind. Das von uns abgeschiedene Säuregemisch war nicht teerig, sondern rein ölig und braun gefärbt. Durch Benzin konnten 10% unlösliche Bestandteile abgetrennt werden; die löslichen Säuren hatten die Säurezahl 121,

[1] Originalarbeit: Chem.-Zg. 1925, S. 1045.

[1] Chem. Revue 1914, 21, S. 139.

Digitized by Google

Verseifungszahl 240, Azetylzahl 44, Jodzahl 16 und mittleres Molekulargewicht (nach Rast) 357. Das spezifische Gewicht betrug 1,014, Formolitbildung trat beim Behandeln mit Formaldehyd und Schwefelsäure nicht ein.

Da die Säuren aus angesäuerter Jodkalilösung Jod freimachen, wurden sie von W. Brauen als Peroxydsäuren angesprochen. Der Peroxydgehalt ist indessen gering, was ja auch nach der vorangegangenen Alkalibehandlung erklärlich ist. Wir fanden den Gehalt an aktivem Sauerstoff zu 0,06%, dagegen wies das ungelaugte Öl 0,24% aktiven Sauerstoff auf. Peroxyde entstehen bekanntlich fast durchweg bei Autoxydationen.

Die Eigenschaften der aus beiden Transformatorenölen abgeschiedenen Säuren sind in Tabelle 2 und 3 übersichtlich zusammengestellt.

Tabelle 2. Eigenschaften der oxydierten Säuren aus gewöhnlichem Transformatorenöl.

Art der Säuren	Spez. Gewicht	Säurezahl	Verseifungszahl	Azetylzahl	Jodzahl	Mittleres Mol.-Gewicht nach Rast	Löslichkeit des Kupfersalzes in Benzin
Benzinlösliche ölige Säuren	über 1	66	130	58	16	285	völlig löslich
Benzinunlösliche asphaltartige Säuren	dgl.	67	269	127	18	—	dgl.

Tabelle 3. Eigenschaften der oxydierten Säuren aus Weißöl.

Äußere Beschaffenheit	Spezifisches Gewicht	Säurezahl	Verseifungszahl	Acetylzahl	Jodzahl	Mittleres Mol.-Gewicht nach Rast	Löslichkeit der Kupfersalze in Benzin	Gehalt an aktivem Sauerstoff %
sehr zähflüssig, braun, naphthensäureartig riechend	1,014	121	240	44	16	357	völlig löslich	0,06

Die Vorgänge beim Erhitzen und Eintrocknen fetter Öle.

Von J. Marcusson.

Beim Erhitzen fetter Öle unter Luftabschluß auf Temperaturen von etwa 300° treten starke Veränderungen ein. Leinöl z. B. verdickt sich mehr und mehr unter gleichzeitiger Erniedrigung der Jodzahl; es entstehen Produkte, die als Buchdruckfirnis, lithographischer Firnis, Dicköl, Standöl bezeichnet und in erheblichem Umfange technisch verwendet werden. Gänzlich anderes Verhalten als Leinöl und die Mehrzahl der trocknenden Öle zeigt beim Erhitzen das chinesische Holzöl. Es wird zwar zunächst ebenfalls dicker, dann aber tritt ein Punkt ein, bei welchem die ganze Masse fest wird. Dieser Vorgang hat mit Rücksicht auf die technische Bedeutung von jeher die Forscher beschäftigt und mannigfaltige Auslegungen erfahren. Daß beim Festwerden Polymerisation eine Rolle spielt, wurde von Anfang angenommen.

Nach Kronstein[1] verläuft die Polymerisation des Holzöles mesomorph, d. h. unter Bildung eines Zwischenproduktes, das zunächst im Überschuß des monomolekularen Körpers unter Verdickung desselben löslich ist. Bei Fortsetzung der Erhitzung kommt dann aber ein Punkt, bei welchem die ganze Masse gelatinös erstarrt unter Bildung des unlöslichen Endpolymerisationsproduktes. Letzteres wird als eine Verbindung des Zwischenproduktes mit dem monomolekularen Körper bezeichnet.

Im Gegensatz zur mesomorphen steht nach Kronstein die euthymorphe Polymerisation, bei welcher der monomolekulare Körper, ohne seine Konsistenz zu ändern, den polymeren Körper ausscheidet. Als Typus der mesomorphen Polymerisation gilt das Styrol, welches beim Erhitzen zunächst in das noch lösliche Polystyrol, schließlich in das unlösliche glasige Metastyrol übergeht.

[1] Berl. Ber. 1916, S. 724.

Zugunsten der Kronsteinschen Auffassung über die Polymerisation des Holzöls hat sich v. Schapringer[1] ausgesprochen im Gegensatz zu W. Fahrion[2] und H. Wolff[3]. Fahrion hat besonders darauf hingewiesen, daß ein lösliches Zwischenprodukt, welches dem Polystyrol entsprechen würde, beim Erhitzen des Holzöls nach Versuchen v. Schapringers nicht auftrete, daß sich die Kennzahlen des Holzöls in ganz anderer Weise als diejenigen des Styrols ändern, und daß sich monomolekulares Holzöl aus geronnenem nicht wie Styrol aus Metastyrol zurückgewinnen lasse.

Das Festwerden des Holzöls erklärt Fahrion in der Weise, daß die Polymerisationsprodukte in unverändertem Öl bis zu einem gewissen Prozentsatz löslich seien, und daß bei Überschreitung dieser Grenze Gerinnung eintritt. Das eigentliche Polymerisationsprodukt könne zwar für sich in Benzol unlöslich, aber bei Gegenwart von unverändertem Öl bis zu einem gewissen Grade löslich sein.

In den Ausführungen H. Wolffs ist der Nachweis bemerkenswert, daß geronnenes Holzöl durchaus nicht in allen Lösungsmitteln unslöslich ist. Er konnte aus einem auf 200° bis gerade zum Festwerden erhitzten Öl durch Verreiben der erhaltenen elastischen Gelatine mit Sand und Ausziehen durch Äther (im Extraktionsapparat) etwa 80% Öl gewinnen; demgemäß spricht er das geronnene Holzöl als eine feste Lösung des Umwandlungsproduktes in unverändertem Öl an.

Diese Erklärung steht freilich mit den nachfolgend beschriebenen, von mir vorgenommenen Versuchen nicht ganz in Einklang: 30 g durch Erhitzen auf 200 bis 250° zum Festwerden gebrachtes Holzöl wurden nach Vermischen mit Sand im Extraktionsapparat erschöpfend

[1] Diss. Karlsruhe 1912.
[2] Farben-Zg. 1913, Nr. 45.
[3] Ebendaselbst S. 1171.

Digitized by Google

mit Äther ausgezogen. Der Auszug, 40%, konnte durch Behandeln mit 10 Raumteilen Azeton bei Zimmerwärme zerlegt werden in 12% einer dicköligen, nichtfließenden Masse und 88% eines Öles, das nicht viel dicker als das ursprüngliche Holzöl und wie dieses mit Azeton in jedem Verhältnis mischbar war. Das Dicköl bestand nach Jodzahl (89) und Molekulargewicht (1670) aus bimolekularem Eläosterarinsäuretriglyzerid, das azetonlösliche Produkt aus einem Gemisch von unverändertem Holzöl mit geringen Mengen Dicköl. Das Molekulargewicht betrug 985. Beim Erwärmen, ja schon bei einigem Stehen an der Luft, geht das an sich noch in Benzol, Äther, Chloroform lösliche Dicköl in eine unlösliche, feste Masse über.

Die aus letzterer erhältlichen Fettsäuren haben nun bemerkenswerterweise etwa die gleiche Jodzahl wie die Säuren des Dickölts (86,5) und diejenigen Fettsäuren, welche aus dem ätherunlöslichen festen Erhitzungsprodukt des Holzöls abscheidbar waren (Jodzahl 80,6).

Aus diesen Versuchen ist folgendes zu schließen: Im geronnenen Holzöl finden sich neben Oxydationsprodukten und Anhydriden drei Bestandteile: unverändertes Öl, öliges und festes Polymerisationsprodukt; die Mengenverhältnisse sind wechselnd, je nach den Erhitzungsbedingungen. Das ölige und feste Polymerisationsprodukt sind chemisch nicht verschieden, sie verhalten sich wie ein Sol zum Gel.

Die neue Erklärung beseitigt alle Schwierigkeiten und läßt zahlreiche, beim Erhitzen des Holzöls gemachte Einzelbeobachtungen verständlich erscheinen. So kann man bekanntlich das für die Lacktechnik sehr störende Festwerden des Holzöles beim Erhitzen vermeiden durch Zusatz von Kolophonium, Naphthensäure[1] oder Leinöl. Es ist aber irrig, anzunehmen, wie das bisher vielfach geschehen ist, daß durch diese Zusätze die Polymerisation verhindert oder anders geleitet werde; es unterbleibt vielmehr lediglich der Übergang des im erhitzten Öl enthaltenen Sols in das Gel.

Andererseits wird das Festwerden, d. h. die Gelbildung, begünstigt durch Einblasen von Luft, durch Temperatursteigerung sowie durch Zusatz von etwas gelatiniertem Öl.

Geronnenes Holzöl ändert bekanntlich bei mäßiger Steigerung der Temperatur seinen Aggregatzustand nicht mehr. Läßt man jedoch zunächst erkalten und erhitzt dann von neuem, so wird nach Kronstein[2] die Masse dickölig, kann aber wiederum zum Gerinnen gebracht werden. Der Schmelzprozeß und die erneute Gelatinierung sollen sich bei einiger Vorsicht beliebig oft wiederholen lassen. Kronstein erklärt diesen Vorgang durch Depolymerisation und Polymerisation gemäß seiner Anschauung, daß in dem festen Gerinnungsprodukt ein höhermolekularer Körper als in dem Dickölt vorliege.

Viel näher liegt aber die Annahme eines wechselweisen Überganges vom Gel zum Sol. Im Verhältnis Gel—Sol dürften auch Metastyrol und das von Kronstein als Zwischenprodukt der Polymerisation angesehene Polystyrol zueinander stehen. Kronstein hat zugunsten seiner Auffassung, nach der Metasyrol eine Verbindung von Polystyrol mit Styrol sei, folgende Beobachtung angeführt: „Beim Erhitzen gleicher Mengen Polystyrol und Styrol löst sich das erstere zunächst auf, dann tritt Gerinnen der Lösung ein. In dem gelatineartigen Reaktionsprodukt (Metastyrol) ist durch Ausziehen mit Lösungsmitteln weder Polystyrol noch monomolekulares Styrol nachweisbar."

Demgegenüber ist darauf hinzuweisen, daß sich Metastyrol auch bei alleinigem Erhitzen von Styrol bildet, und daß Zusatz von Polystyrol die Reaktion wohl nur befördert, ebenso wie die Gerinnung des Holzöls durch Zusatz von etwas gelatiniertem Öl beschleunigt werden kann (s. oben). Zudem hat eine Nachprüfung des Kronsteinschen Versuches ergeben, daß die als Metastyrol bezeichnete glasige Verbindung durchaus nicht in allen Lösungsmitteln unlöslich ist, sondern ebenso wie geronnenes Holzöl durch Verreiben mit Sand und nachfolgende Ätherextraktion (im Soxhlet) zerlegt werden kann. Man erhält im Ätherauszug ein Gemenge von Styrol und Polystyrol, unlöslich bleibt das eigentliche Metastyrol. Letzteres kann somit keinesfalls als eine Verbindung von gleichen Teilen Polystyrol und monomolekularem Styrol angesprochen werden. Für die Beurteilung der Beziehungen zwischen Polystyrol und Metastyrol ist wichtig die Beobachtung Kronsteins[1], daß die Zwischenprodukte der Polymerisation meistens in Benzol lösliche Körper sind, die sich wie richtige chemische Verbindungen verhalten und je nach ihrer Natur sich bromieren, nitrieren usw. lassen, während aus dem gelatinösen Endprodukt Derivate bis jetzt nicht hergestellt werden konnten. Durch Nitrierung und Bromierung der Endprodukte erhält man nur die nitrierten und bromierten Zwischenprodukte."

Diese Versuche, aus denen Kronstein auffälligerweise keine weiteren Schlüsse gezogen hat, weisen im Hinblick auf die übrigen Verhältnisse ungezwungen darauf hin, daß Polystyrol und Metastyrol im Verhältnis Sol und Gel zueinander stehen. Daß beide in chemischer Hinsicht keine Verschiedenheiten zeigen, ist auch von Stobbe und Posnjak nachgewiesen worden.

Nach alledem ist zu schließen, daß die Polymerisation weder beim Erhitzen des Holzöls noch des Styrols mesomorph im Sinne Kronsteins verläuft. In beiden Fällen bleibt das Polymerisationsprodukt zunächst im Öl gelöst, unter Verdickung desselben, um bei fortgesetzter Erhitzung größtenteils in den Gelzustand überzugehen. Will man den Begriff „mesomorph" im Gegensatz zu „euthymorph" beibehalten, so ist die Definition sinngemäß zu ändern.

Die beim Erhitzen des Holzöls auftretenden technischen Schwierigkeiten fallen beim Erhitzen des Leinöls fort. Zwar vermögen die sich bildenden bimolekularen Polymerisationsprodukte ebenso wie beim Holzöl unlösliche Gele zu bilden, unter normalen Umständen bleibt es aber bei der Bildung des Sols, weil das Leinöl sich während des Erhitzens nicht unbeträchtlich stärker als Holzöl spaltet unter Entstehung freier Fettsäuren, welche der Gelbildung entgegenwirken. Entfernt man die freien Säuren gleich nach ihrer Entstehung, indem man das

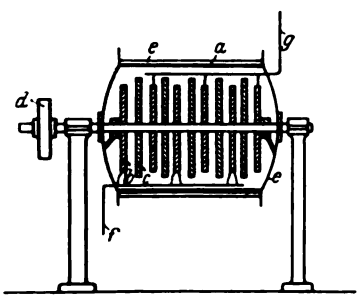
[1] D. R. P. 253845.
[2] Berl. Ber. 1916, S. 726.

[1] Berl. Ber. 1916, S. 723.

Digitized by Google

Erhitzen entweder im Vakuum vornimmt oder einen kräftigen Strom indifferenten Gases durch den Heizkessel bläst, so tritt ebenso wie beim Holzöl Gelatinieren ein.

Außer durch Lufteinblasen und Erhitzen auf höhere Temperatur erfolgt die Verdickung fetter Öle in der Technik durch elektrische Glimmentladung nach dem de Hemptinneschen Verfahren. Die nach diesem Verfahren herstellbaren Voltolöle haben während des Krieges sehr an Bedeutung gewonnen. Zu ihrer Gewinnung verwendet man hauptsächlich Rüböl und Tran. Sie werden zunächst durch Einblasen von Luft vorverdickt, dann erst setzt die elektrische Behandlung ein. Diese erfolgt in dem nebenstehend skizzierten Apparat. Er besteht aus einer Trommel *a*, in der auf einer gemeinschaftlichen Achse eine Reihe von Platten oder Scheiben mit gegenseitigem Abstand von einigen Millimetern angeordnet sind, die abwechselnd aus Metall und Glas bestehen. Von den Metallscheiben *b* sind die ungeradzahligen unter sich und mit dem einen Pol einer Elektrizitätsquelle durch einen Leiter *f* verbunden; ebenso stehen die geradzahligen unter sich und mit dem entgegengesetzten Pol durch einen Leiter *g* in Verbindung. Die Glasscheiben *c* haben einen größeren Durchmesser als die Metallscheiben. Die Trommel wird vermittels Riemenscheibe *d* in Drehung versetzt; sie ist auf der Innenwandung parallel zur Achse mit Schöpfrinnen besetzt. Man verwendet soviel Öl, daß während des Drehens der Trommel ein ständiges Berieseln der Platten gesichert ist. Die Operation wird im luftverdünnten Raume (Druck $^1/_{10}$ Atm. oder weniger) vorgenommen unter Verwendung eines Stromes von 8 bis 10 Kilowatt.



In der folgenden Tabelle 1 sind die wichtigsten Eigenschaften einiger Voltolöle zusammengestellt. Verwendet werden die Voltolöle meistens in Mischung mit Mineralölen zu Schmierzwecken. Solche Mischungen haben sich z. B. als Ersatz für Rizinusöl im Umlaufmotor von Flugzeugen bewährt.

Tabelle 1. Eigenschaften von Rüböl- und Tranvoltol.

Art des Öles	Spez. Gew. bei 15°C	Brechungsexponent bei 15°	Flüssigkeitsgrad bei 100°	Säurezahl	Jodzahl	Mittleres Molekulargewicht
Rüböl-voltol ..	0,9740	1,485	83,6	11,7	52	1200
Tran-voltol ..	0,9819	1,485	74,9	15,4	51	1000

Die hohe Zähigkeit der Voltolöle ist zum Teil auf Bildung von Oxydationsprodukten und auf intramolekulare Polymerisation während des anfänglichen Blasens zurückzuführen, hauptsächlich aber durch Entstehung dimolekularer Glyzeride unter dem Einfluß der elektrischen Glimmentladung bedingt. Auf Gegenwart solcher Glyzeride weisen die festgestellten Molekulargewichte (1200 für Rübölvoltol und 1000 für Tranvoltol) hin, die beträchtlich größer sind als die Molekulargewichte der unbehandelten Öle, ohne freilich die Höhe zu erreichen, welche bei stark eingedicktem Leinöl (Lithographenfirnis) festgestellt wurde (1755). Die polymeren Glyzeride sind in den Voltolölen als Sol gelöst und führen daher zur starken Verdickung. Ein Teil scheidet sich jedoch während der Voltolherstellung in Gelform aus und findet sich in grauweißen, fischartigen Abscheidungen. Aus diesen kann man die Gele durch Azeton als feste, weiße Glyzeride abscheiden, die unschmelzbar und in allen Lösungsmitteln unlöslich sind.

Ein gewisser Mangel der Voltolöle liegt darin, daß ihre Viskosität beim Erhitzen zurückgeht. So war die Zähigkeit eines Rübölvoltols nach 8stündigem Erhitzen auf 150° von 83,6 auf 57, eines Tranvoltols von 74,9 auf 46 gesunken. Es wurde zunächst angenommen, daß diese Erscheinung auf Depolymerisation zurückzuführen sei. Eine nähere Untersuchung ergab jedoch, daß nach dem Erhitzen Molekulargewicht, Jodzahl sowie spezifisches Gewicht nahezu unverändert geblieben waren, und daß der Rückgang der Viskosität auf physikalische Zustandsänderung der Polymerisationsprodukte zurückzuführen war. Neuerdings soll es gelungen sein, hitzebeständige Voltolöle herzustellen.

Der Verlauf der Polymerisation beim Erhitzen trocknender Öle geht nach Vorstehendem derart vor sich, daß sich zwei oder mehrere Moleküle unter Bildung eines Vierringes zusammenschließen.

Eine andere Theorie ist von A. H. Salvay vertreten worden. Salvay hat beobachtet, daß beim Erhitzen von Leinölfettsäure in einer Kohlensäureatmosphäre (250 bis 270°) Jodzahl und Verseifungszahl zurückgingen, während bei gleichartiger Behandlung der im wesentlichen gesättigten Palmölfettsäure die Konstanten keine Änderung zeigten, wie aus Tabelle 2 hervorgeht.

Tabelle 2. Konstanten erhitzter Fettsäuren nach Salvay.

		Säurezahl	Verseifungszahl	Jodzahl
Palmölfettsäuren	unerhitzt	199	200	55
	erhitzt	198	201	54,5
Leinölfettsäuren	unerhitzt	191,5	191,1	200,7
	erhitzt	181,1	198,5	176,9

Wurde entsäuerter Waltran im Einschmelzrohr unter Zusatz freier Fettsäure erhitzt, so sank die Jodzahl stärker als in Abwesenheit der Säure, Zusatz von Glyzerin verzögerte die Abnahme.

Salvay schließt aus seinen Versuchen, daß bei der Polymerisation nicht eine gegenseitige Absättigung der Doppelbindungen erfolgt, vielmehr soll sich schon vorhandene oder sich abspaltende freie Fettsäure durch die Karboxylgruppe mit einem ungesättigten, an Glyzerin gebundenen Fettsäureradikal verbinden.

Es würde sich also nicht um eine wahre Polymerisation, sondern um Pseudopolymerisation (nach Staudinger) handeln, die erhaltenen Kondensationsprodukte wären auf eine Stufe zu stellen mit der von Krafft und

Digitized by Google

Brunner[1] beim Destillieren der Rizinusölsäure erhaltenen Bisundezylensäure

$$CH_2 = CH(CH_2)_8-CO-O(CH_2)_{10}-CO\,OH.$$

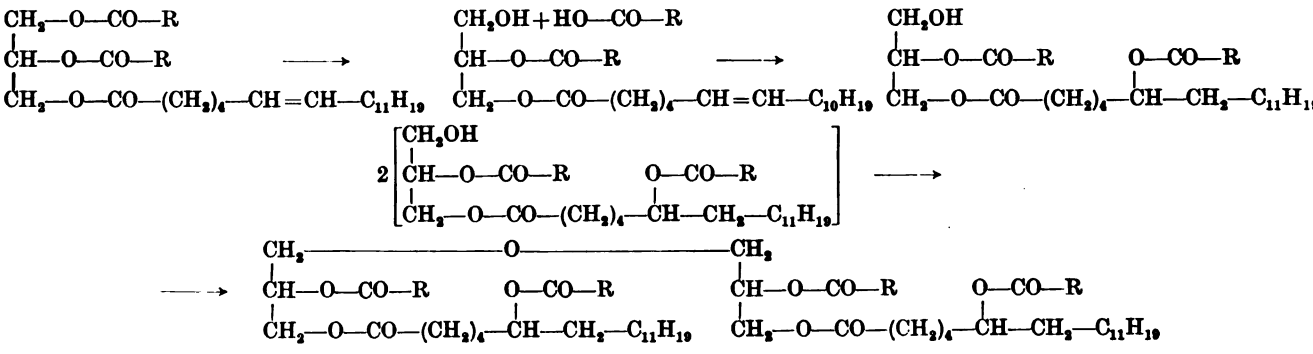
Im einzelnen erklärt Salvay den Polymerisationsvorgang folgendermaßen:

1. Phase: Abspaltung eines Fettsäuremoleküls aus dem Glyzerid unter Bildung eines Diglyzerides.

2. Phase: Anlagerung freier Fettsäure an die Doppelbindung eines ungesättigten Säureradikals des Diglyzerides.

3. Phase: Verätherung zweier Diglyzeridmoleküle unter Abspaltung von Wasser.

Die Reaktionsfolge veranschaulichen die nachfolgenden Formeln:



Salvays Hypothese steht nicht im Einklang mit den Ergebnissen einer älteren Untersuchung von Ubbelohde und v. Schapringer[2] über das Verhalten der Holzölsäure beim Erhitzen. Die genannten Forscher haben reine Eläostearinsäure durch mehrfaches Umkristallisieren roher Holzölsäure aus Alkohol hergestellt und diese in Bomben, die mit Kohlensäure oder Stickstoff gefüllt waren, längere Zeit auf 200 bis 250° erhitzt. Nach je einer Stunde wurden Proben entnommen und auf Jodzahl, Lichtbrechungszahl, Säurezahl, Verseifungszahl und Konsistenz geprüft.

Die Ergebnisse sind in der Tabelle 3 zusammengestellt.

Tabelle 3. Verhalten der Holzölsäure beim Erhitzen.

Erhitzungsdauer	Jodzahl	Säurezahl	Verseifungszahl
1 Stunde	132	192	197
2 Stunden	109	192	203
3 „	103	186	199
4 „	99	175	—
5 „	96	—	—
6 „	93	—	—
7 „	89	—	—
8 „	88	—	—

Ubbelohde und v. Schapringer schließen aus ihren Versuchen: „Während des Erhitzens wurde das Produkt immer weicher, die Jodzahl sank sehr schnell, ebenso der Brechungsexponent, was auf Polymerisation deutet. Auch die Säurezahl sank, während die Verseifungszahl konstant blieb. Das will heißen, daß keine Zersetzung bei dem Vorgang eintritt. Andererseits aber weist das Herabgehen der Säurezahl auf eine Anhydrid- oder Laktonbildung.“ Diesen Folgerungen ist zuzustimmen. Bemerkenswert ist, daß die Jodzahl weit mehr und schneller sinkt als die Säurezahl. Wäre die Salvaysche Erklärung des Polymerisationsvorganges richtig, so müßten Säure- und Jodzahl in gleichem Maße abnehmen.

Noch weit mehr als die angeführten Versuche spricht gegen die Salvaysche Anschauung das nachstehend beschriebene Verhalten polymerisierter Öle gegen alkoholische Lauge. Diese spaltet Pseudopolymere von der Art der Bisundezylensäure, die als Undezylensäureester einer Oxyundezylsäure anzusehen ist, unter Rückbildung monomolekularer Säure. Wahre Polymere, welche den Kohlenstoffvierring enthalten, werden dagegen nicht zersetzt.

Es kommt also darauf an, die Molekulargröße der aus polymerisierten Ölen abscheidbaren Fettsäuren zu ermitteln. Dabei ist allerdings zu berücksichtigen, daß diese Öle Mischungen von umgewandeltem und unverändertem Öl darstellen. Zur Erzielung eindeutiger Ergebnisse bei der Molekulargewichtsbestimmung ist es daher erforderlich, die beiden Ölbestandteile vor der Verseifung voneinander zu trennen. Diese Trennung läßt sich am leichtesten beim chinesischen Holzöl vornehmen, weil die Polymerisationsprodukte ein in allen Lösungsmitteln unlösliches Gel bilden. Bei einem hier vorgenommenen Versuch wurde das Holzöl in einer Kohlensäureatmosphäre auf 280° erhitzt und nach dem Gerinnen noch etwa eine Stunde bei dieser Temperatur gehalten. Das Reaktionsprodukt wurde in feiner Verteilung zunächst mit Azeton, dann mit Benzol und schließt lich mit Alkohol extrahiert. Die beiden letzteren lösten nur noch wenig. Der unlösliche Rückstand (50 bis 60% des Holzöls) wurde verseift, die abgeschiedenen Säuren waren im Gegensatz zum Ausgangsmaterial nicht kristallinisch, sondern dickölig und hatten das Molekulargewicht 560, bestimmt nach Rast in Kampfer, 440 bestimmt nach Beckmann in Eisessig, im Mittel also 500.

Schwieriger als beim Holzöl liegen die Verhältnisse beim Leinöl. Dieses wird unter normalen Umständen beim Erhitzen nicht fest. Es entstehen beträchtliche Mengen freier Fettsäuren, welche die Gelbildung verhindern. Man gelangt jedoch zum Ziele, wenn man durch das Leinöl während des Erhitzens auf 280 bis 300° einen lebhaften Kohlensäurestrom hindurchleitet; die Kohlensäure reißt einen Teil der sich bildenden Fett-

[1] Berl. Ber. Bd. 17, S. 2985. 1884.

[2] Ubbelohde: Chemie, Analyse und Technologie der Öle und Fette, Bd. II, S. 351. Leipzig 1920.

Digitized by Google

säuren mit sich fort. Aus der entstehenden Gallerte wird das unveränderte Öl durch wiederholtes Behandeln mit einem Gemisch von Benzol und Azeton ausgezogen (wobei allerdings auch ein Teil des Gels in Lösung geht), der unlösliche Rückstand wird verseift. So erhält man dickölige Fettsäuren, für deren Molekulargewicht nach Rast der Wert 574, nach Beckmann in Eisessig der Wert 460, im Mittel also 517 gefunden wurde (normale Fettsäuren haben Molekulargewicht 280).

Damit ist erwiesen, daß beim Erhitzen fetter Öle wahre Polymere entstehen, die durch Alkali nicht depolymerisiert werden. Pseudopolymere bilden sich im günstigsten Falle in geringer Menge als Nebenprodukt. Die von Salvay aufgestellte Gleichung 1 (Phase 1 und 2) kennzeichnet also nicht den wesentlichen Verlauf der Polymerisation.

Nach Gleichung 2 (Phase 3) nimmt Salvay an, daß die hohen Molekulargewichte polymerisierter Öle (Glyzeride) dadurch bedingt werden, daß sich zwei Moleküle eines Diglyzerides unter Verätherung, also durch Sauerstoffbindung, aneinanderreihen. Er hat versucht, diese Annahme durch den Nachweis von Diglyzerin in der Verseifungslauge polymerisierter Öle zu stützen, aber ohne jeden Erfolg. Auch der Nachweis, daß polymerisierte Öle mehr Sauerstoff enthalten als nichtpolymerisierte, konnte von Salvay nicht erbracht werden. Meinerseits wurde geprüft, ob Mono- oder Diglyzeride in polymerisierten Ölen feststellbar sind. Zu diesem Zwecke wurde ein durch Erhitzen stark eingedicktes Leinöl (Buchdruckerfirnis) azetyliert und die Azetylzahl ermittelt. Der gefundene Wert (16) konnte durch niedere Glyzeride, aber auch durch Oxysäuren bedingt sein. Um hierüber eine Entscheidung herbeizuführen, wurden aus dem Öl die Fettsäuren abgeschieden und deren Azetylzahl bestimmt. Sie lag nur wenige Einheiten niedriger als die Azetylzahl des Öles, war also auf Oxysäuren zurückzuführen. Hiernach haben sich nennenswerte Mengen von Mono- oder Diglyzeriden nicht nachweisen lassen, zumal die geringe Differenz der Azetylzahlen auch durch den Verlust wasserlöslicher Fettsäuren beim Auskochen der azetylierten Säuren bedingt sein kann. Die zweite Salvaysche Gleichung trägt also den tatsächlichen Verhältnissen nicht genügend Rechnung. Dagegen ist das hohe Molekulargewicht erhitzter Öle ohne weiteres verständlich bei extramolekularer Polymerisation im Sinne meiner obigen Ausführungen, unter Bildung von Kohlenstoffvierringen.

Neuerdings hat zur Polymerisationsfrage H. Wolff Stellung genommen[1]. Nach seiner Auffassung findet bei der Verdickung fetter Öle unter dem Einfluß der Hitze eine eigentliche Polymerisation überhaupt nicht oder nur in geringem Grade statt.

Zur Begründung seines Standpunktes führt Wolff an, die in der Literatur vorliegenden hohen Molekulargewichte seien in Benzol und ähnlichen sauerstofffreien Lösungsmitteln bestimmt, in denen leicht Aggregatbildung erfolge; seine in Kampfer nach dem Rastschen Verfahren vorgenommenen Bestimmungen hätten niedrige, gegen Polymerisation sprechende Werte ergeben.

[1] Z. angew. Chem. Bd. 37, S. 729. 1924.

Wolff hat offenbar übersehen, daß die von mir ermittelten Molekulargewichte, behufs Vermeidung der angeführten lange bekannten Fehlerquelle, in Phenol und Benzoesäureanhydrid, bei den Fettsäuren in Eisessig bestimmt wurden. Wolff geht also von irrigen Voraussetzungen aus. Die gemäß obigem aus Holzöl- und Leinölgel abgeschiedenen Säuren wurden sowohl in Kampfer wie in Eisessig geprüft. In beiden Fällen wurde verdoppeltes Molekulargewicht gefunden. Hiernach ist Polymerisation beim Erhitzen von Lein- und Holzöl sicher bewiesen.

Wie beim Erhitzen trocknender Öle findet auch beim Eintrocknen Polymerisation statt. Während aber in ersterem Falle die Reaktion extramolekular verläuft, schließen sich beim Eintrocknen ungesättigte Fettsäureradikale ein und desselben Moleküls zusammen. Daneben erfolgt Aufnahme von Sauerstoff unter Bildung von Oxysäuren und flüchtigen Zersetzungsprodukten. Der Film enthält unverändertes Öl, freie Fett- und Oxysäuren, neutrale Polymerisations- und Oxydationsprodukte, die teils in Sol-, teils in Gelform vorliegen. Dem allmählichen Übergang der Sol- in die Gelform ist erhöhte Bedeutung beizumessen. Der Eintrocknungsprozeß ist daher nicht nur vom analytischen, sondern auch vom kolloidchemischen Standpunkt aus zu beurteilen.

Gegen die Annahme einer Polymerisation beim Eintrocknungsprozeß hat sich A. Eibner ausgesprochen, und zwar hauptsächlich auf Grund von Versuchen mit Holzölfilmen. Die $^1/_2$ Jahr alten Filme wurden nach Verreiben mit Quarzsand erschöpfend mit Chloroform und Äther extrahiert. In Lösung ging ein dickes gelbes Öl, das im Aufstrich nach 4 Wochen noch nicht trocken war. Der ungelöste kleinere Teil war goldgelb und lieferte nach dem Verseifen Fettsäuren von der Neutralisationszahl 257,9. Aus dieser wurde unter der Annahme des Vorliegens einbasischer Säuren das mittlere Molekulargewicht 217,6 berechnet. In Eisessig wurde nach der Siedemethode das Molekulargewicht 190,6 bis 201,6 gefunden. Diese niedrigen Werte, welche noch unter dem Molekulargewicht der Eläostearinsäure (266,3) liegen, weisen nach Eibner auf Molekularzersplitterungen, nicht auf Polymerisation hin.

Zu einem abweichenden Ergebnis führten hier mit Holzöl vorgenommene Versuche. Den Ausgangspunkt bildete die Beobachtung, daß sich am Boden eines Blechkanisters, in dem ein kleiner Rest von Holzöl monatelang, bei ungenügendem Verschluß, lagerte, eine gelatinöse Masse abgesetzt hatte. Diese Masse wurde in feiner Verteilung mit Azeton extrahiert. In Lösung ging Öl, ungelöst blieb ein festes Gel. Die aus letzterem abgeschiedenen Fettsäuren waren weichharzartig und zeigten folgende Molekulargewichte:

Verfahren nach Rast: 11 mg Säuren, 99 mg, Depression 8°, Molekulargewicht 555.

Kryoskopisches Verfahren in Eisessig: 4,813 g Säuren, 50 g Eisessig, Depression 0,815°, Molekulargewicht 460.

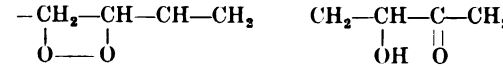
Hiernach liegen bimolekulare Säuren vor. Auf Grund dieses Befundes wurden nunmehr unmittelbar Eintrocknungsversuche mit Holzöl in dünner Schicht vorgenommen. Nach 16 Tage gelangte der Film zur Untersuchung.

Digitized by Google

Er wurde zunächst im Extraktionsapparat erschöpfend mit Azeton ausgezogen; dabei wurden 60% feste Masse, außerdem, nach Abdestillieren des Azetons, dickflüssiges, zum Teil gelatinierendes Öl erhalten. Das Öl trocknete auf Glasplatten gestrichen schon innerhalb 7 St. völlig ein. Die feste Masse wurde verseift, die erhaltenen weichharzigen Fettsäuren hatten die Säurezahl 203,2; das Molekulargewicht wurde nach Rast zu 564 gefunden.

Angewandt 62 mg Säuren, 110 mg Kampfer, Depression 4°. Aus der gefundenen Säurezahl 203,2 berechnet sich für eine Dikarbonsäure das Molekulargewicht 560,2. Daß Eibners Versuche anders ausgefallen sind, dürfte auf das zu hohe Alte seines Films ($^1/_2$ Jahr) zurückzuführen sein. Durch Untersuchungen von F. Fritz[1] ist bekannt, daß Linoxyn mit der Zeit einer Selbstzersetzung unterliegt unter Bildung niedrigmolekularer Fettsäuren, die auch in dem Eibnerschen Film enthalten waren. Ebenso wie diese Fettsäuren wird man das von Eibner als Hauptprodukt seines Films erhaltene, in 4 Wochen nicht eintrocknende Öl als (sekundäres) Zersetzungsprodukt bezeichnen müssen.

Bisher wurde von namhaften Forschern angenommen, daß beim Eintrocknen fetter Öle die Oxydation schneller erfolge als die Polymerisation. Es hat sich jetzt aber herausgestellt, daß auch die Autoxydationsprodukte, die sog. „oxydierten Fettsäuren", polymerisiert sind. Diese Säuren sind gelb bis braun gefärbte Massen von weichharziger bis fester Konsistenz; sie sind schwer löslich in Petroläther und auf Grund dieses Verhaltens von den normalen Säuren leicht trennbar. Die höheren festen Oxydationsstufen sind auch in Äther unlöslich. Nach Fahrion[2] enthalten die oxydierten Säuren, welche sich nicht nur beim Eintrocknen, sondern auch beim Ranzigwerden und Blasen fetter Öle bei der Linoleumfabrikation usw. bilden, je nach Art des Ausgangsmaterials 60 bis 73% Kohlenstoff, 7,3 bis 10,7% Wasserstoff und 16 bis 32% Sauerstoff. Den höchsten Sauerstoff- und niedrigsten Kohlenstoffgehalt weisen die aus Tranen (Klupanodonsäure) erhaltenen Produkte auf. Dann erst kommen die aus trocknenden Ölen (Linoleunsäure) gebildeten Oxysäuren. Nicht trocknende Öle, wie Olivenöl und Knochenöl, neigen wenig zur Bildung oxydierter Säuren. Fahrion nahm an, daß bei der Autoxydation der Fette gemäß der Engler-Weißbergschen Theorie, zunächst ein Molekül Sauerstoff an eine Doppelbindung einer ungesättigten Fettsäure angelagert wird unter Bildung eines Moloxydes. Dieses soll sich dann zu einer Ketoxysäure umlagern:

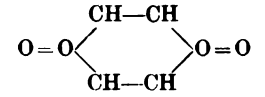


Fahrions Annahme erscheint jedoch nicht genügend begründet. Eine Ketoxysäure müßte bei Reduktion mit Natrium in alkoholischer Lösung eine Dioxysäure liefern, mithin müßte nach der Reduktion eine weit höhere Azetylzahl gefunden werden als zuvor. Das ist tatsächlich nicht der Fall. Aus geblasenem Kottonöl hier abgeschiedene oxydierte Säuren hatten unmittelbar die Azetylzahl 291,4 nach der Reduktion 294,2. Somit liegen Ketoxysäuren nicht vor. Dagegen spricht auch die Molekulargewichtsbestimmung. Angewandt wurden Säuren aus geblasenem Baumwollsaatöl; sie wurden in Kampfer, nach Rast, sowie in Palmitinsäure (nach Beckmann) geprüft und ergaben ein Molekulargewicht von etwa 700.

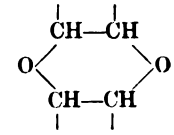
Verfahren nach Rast: 6,6 mg Säuren, 94 mg Kampfer, Depression 4°. Molekulargewicht 702.

Verfahren nach Beckmann: 1,516 g Säuren, 30 g Palmitinsäure. Depression 0,3°, Molekulargewicht 716.

Nach den jetzigen Erfahrungen kommt für die Bildung der oxydierten Fettsäuren nachstehende Reaktionsfolge in Betracht: Zunächst schließen sich zwei Moleküle einer ungesättigten Fettsäure zusammen unter Einlagerung von zwei Molekülen Sauerstoff unter Bildung von Dimoloxyden einer bimolekularen Säure:



Demzufolge geben die oxydierten Fette deutliche Superoxydreaktionen (Ausscheidung von Jod aus angesäuerter Jodkalilösung, Gelbfärbung von Titanschwefelsäure). Sekundär wird dann die Hälfte des Sauerstoffs abgespalten; er bedingt Oxydation benachbarter an Kohlenstoff gebundener Wasserstoffatome zu Hydroxyl und zum Teil Spaltung der Kohlenstoffkette unter Bildung von niedrigmolekularen Fettsäuren sowie Aldehyden, die regelmäßig in oxydierten Fetten gefunden werden. Nach mehr oder minder vollkommener Abspaltung des superoxydartig gebundenen Sauerstoffs hinterbleiben die einfachen Oxyde



deren Gerüst, ein 1,4-Dioxanring, für die oxydierten Fettsäuren charakteristisch ist. Diese enthalten somit Sauerstoff in 3facher Bindung, als Karboxyl, als Hydroxyl und in Ringform. Durch Austritt von Wasser aus der Karboxyl- und Hydroxylgruppe entstehen leicht Laktone, die normale Bestandteile der oxydierten Säuren sind.

Gegen die Beweisführung, daß bei der Autoxydation der Fette Polymerisation eintritt, könnte eingewandt werden, die Reaktion erfolge primär durch Verbindung von einem Molekül Fettsäure mit einem Molekül Sauerstoff, d. h. im Sinne Fahrions, erst bei der Verseifung trete durch Wasserabspaltung usw. Polymerisation ein. Demgegenüber ist darauf hinzuweisen, daß nicht nur bei der Autoxydation der Glyzeride, sondern auch der freien Fettsäuren die „oxydierten" Säuren mit ihren charakteristischen Eigenschaften entstehen und durch Petroläther, ohne vorherige Verseifung, unmittelbar abgeschieden werden können. In diesem Zusammenhange sind auch die wertvollen Untersuchungen von Bauer und Kutscher[1] zu erwähnen, die beim Behandeln von Linolensäure mit Wasserstoffsuperoxyd oder Benzopersäure zu bimolekularen Oxysäuren gelangten. Vom

[1] Chem. Umschau Bd. 27, S. 173. 1920.
[2] Chem. Umschau Bd. 27, S. 202. 1920.

[1] Chem. Umschau Bd. 32, S. 57. 1925.

Digitized by Google

Ozon ist schon seit längerer Zeit, durch die Arbeiten von Harries[1] und seinen Schülern, bekannt, daß es mit Butylen und ähnlichen Kohlenwasserstoffen dimere Ozonide (neben monomeren) bildet. Da die trocknenden Öle im Glyzeridmolekül mehrere ungesättigte Fettsäureradikale enthalten, sind hier bei der Autoxydation die Bedingungen für Verknüpfung zweier Radikale ganz besonders gegeben.

Tabelle 4. Molekulargewichte der Fettsäuren aus Holzöl- und Leinölgel.

Fettsäuren aus	Verfahren mit	Angewandte Substanz	Angewandtes Lösungsmittel	Depression Grad	Molekulargewicht	Konzentration %
Holzölgel	Kampfer	8,6 mg	123 mg	5,0	560	6,5
	Eisessig	3,0 g	45,3 g	0,59	438	6,2
Leinölgel	Kampfer	9,5 mg	49 mg	13,5	574	16,2
	Eisessig	3,0 g	45,3 g	0,561	460	6,2

Hinsichtlich des äußeren Verlaufs der Eintrocknung unterscheiden sich Leinöl und Holzöl erheblich. Während ersteres einen glatten Film ergibt, entstehen aus dem Holzöl zunächst eisblumenartige Gebilde, die allmählich in Runzeln übergehen. Um das runzlige Auftrocknen zu vermeiden, erhitzt man in der Lacktechnik in der Regel das Holzöl zunächst auf höhere Temperaturen. Das so erhaltene „Standöl" trocknet glatt auf. Die geschilderte „Holzölerscheinung" erklärt sich folgendermaßen: Unter dem Einfluß des Lichtes entsteht aus dem im Holzöl zu 90% enthaltenen α-Eläostearin das isomere hochschmelzende β-Eläostearin; dieses kristallisiert aus, die Kristalle gehen jedoch unter der Wirkung des Luftsauerstoffes in polymere Gebilde über, die runzlige Beschaffenheit des Films bedingen.

Gegen diese Erklärung haben sich Eibner und seine Mitarbeiter sowie etwas später H. Wolff gewandt.

Eibner hat aus einem 14 Tage alten Holzölfilm nach dem Verseifen noch einige Kristalle von α-Eläostearinsäure mit dem Schmelzpunkt 46 bis 47°, dagegen keine β-Eläostearinsäure vom Schmelzpunkt 71° abscheiden können. Er folgert: „Wenn in den 14 Tagen, in welchen dieser Tungölfilm Zeit hatte, β-Eläostearinsäureglyzerid zu bilden, dieses entstanden wäre, so wäre es zufolge seiner nachgewiesenen trägeren Sauerstoffaufnahme neben dem Glyzerid größtenteils unoxydiert geblieben und man hätte nicht einen Schmelzpunkt der Rohsäure von 47°, sondern einen höheren gefunden. Wenn aber noch so viel α-Säure vorhanden war, daß sie durch den Schmelzpunkt der Rohsäure nachweisbar war, so erscheint es als ausgeschlossen, daß beim Trocknen dieses Holzöles Lichtisomerisation eine Rolle spielte."

Weiterhin hat Eibner mikroskopisch nachgewiesen, daß die beim Eintrocknen von Holzöl anschießenden eisblumenartigen Gebilde nicht etwa Kristalle von β-Eläostearin, sondern durch Faltenbildung bedingte Runzeln sind.

Zu den Ausführungen Eibners ist folgendes zu bemerken: Eibner überschätzt die Haltbarkeit des β-Eläostearins. Wenn es auch mit Sauerstoff träger als das α-Glyzerid reagiert, so polymerisiert es sich doch außerordentlich leicht, schon bei kurzem Liegen an der Luft; man kann daher seine Gegenwart in einem 14 Tage alten Tungölfilm gar nicht mehr erwarten. Daß im Anfang des Trockenprozesses β-Eläostearin auftritt, zeigen folgende Versuche:

1. Rohes Holzöl wurde mit einem Pinsel auf Glasplatten gestrichen, dann der Einwirkung von Luft und zerstreutem Tageslicht ausgesetzt. Im Anfang des Eintrocknungsprozesses erschienen nahe der Mitte jeder Glasplatte trübe Stellen; diese enthielten nach mikroskpoischer Beobachtung (unter 220facher Vergrößerung) zahlreiche Kristallnädelchen. An den Rändern der Platten, an denen die Ölschicht am dünnsten, der Luftzutritt am stärksten war, zeigten sich feste weiße Teilchen, die sich unter dem Mikroskop als Runzeln erwiesen. Im weiteren Verlauf der Eintrocknung nahm zunächst die Menge der Kriställchen in der Mitte zu, während sich andererseits die Randgebilde eisblumenartig nach der Mitte hinschoben. Allmählich verschwanden dann die Kristalle, schließlich waren die ganzen Platten mit Runzeln bedeckt.

Ähnliche Beobachtungen wurden auch in einem Holzöltropfen gemacht. Ein solcher Tropfen wurde, gemäß Anregung von E. Kindscher, auf einen Objektträger gebracht und ohne Deckglas längere Zeit unter dem Mikroskop belassen. Die erste sichtbare Veränderung bestand im Auftreten von Nädelchen nahe der Mitte des Tropfens. Diese Nädelchen erwiesen sich bei Betrachtung im polarisierten Licht unzweifelhaft als Kristalle, sie leuchteten im dunklen Gesichtsfelde. Allmählich nahm die Menge der Kristallnädelchen im Tropfen bedeutend zu. Die dritte Veränderung bestand im Auftreten von Runzeln an den Rändern des Tropfens. Schließlich verschwanden die Kristalle, der ganze Tropfen war von Runzeln überzogen. Die Kristallbildung wurde nicht immer, sondern insbesondere bei einem älteren Holzöl beobachtet, das vielleicht schon etwas β-Eläostearin vorgebildet enthielt und demzufolge leichter als frische Öle zur Kristallbildung neigte. Immerhin war das Öl vor dem Aufstrich völlig klarflüssig. Impfte man einen Tropfen frischen Holzöles mit einer Spur β-Eläostearin, so traten beim Eintrocknen dieselben Kristallisationserscheinungen auf wie bei älterem Öl.

2. Von einigen mit frischem Holzöl bestrichenen Glasplatten wurden nach einigem Stehen die Überzüge abgetrennt und mit siedendem Azeton behandelt. Unlöslich blieb eine geringe Menge eines Polymerisations- bzw. Oxydationsproduktes, die Azetonlösung lieferte nach dem Abdestillieren des Lösungsmittels ein Öl, das beim Abkühlen schmalzartig erstarrte. Durch Behandeln mit stark gekühltem Azeton (bis 20°) waren merkliche Mengen des in Nädelchen kristallisierenden β-Eläostearins abscheidbar.

3. Mit Holzöl bestrichene Glasplatten wurden bei Winterkälte (— 7°) im Freien belassen. An den Rändern traten nach einiger Zeit eisblumenartige Gebilde auf, an den inneren Teilen schied sich dagegen eine talgartig feste weiße Masse aus, die zum erheblichen Teil aus β-Eläostearin bestand. Durch die Kälte wird das β-Eläostearin in fester Form ausgeschieden und langsamer als unter normalen Bedingungen umgewandelt.

[1] Chem. Umschau Bd. 32, S. 57. 1925.

Digitized by Google

4. Am Boden einer geräumigen Porzellanschale wurden 40 g Holzöl ausgebreitet und an der Luft stehen gelassen, bis die Masse schmalzartig geworden war. Die an der Oberfläche befindliche Haut bestand nach mikroskopischer Untersuchung aus runzligen Gebilden (Kolloiden), die untere Schicht wies dagegen reichlich Kristallnädelchen auf. Die Isolierung des β-Eläostearins erfolgte, wie unter Versuch 2. beschrieben. Es ergab sich, daß die Menge des β-Eläostearins etwa 3mal so groß war wie die Menge des azetonunlöslichen Oxydaproduktes.

Schließlich ist noch bemerkenswert, daß Holzöl, im Gegensatz zum Leinöl, bei Zimmerwärme im Dunkeln überhaupt nicht trocknet. Je eine mit Holzöl und Leinöl bestrichene Glasplatte wurden unter gleichen Bedingungen dunkel aufbewahrt. Nach 14 Tagen war die Leinölplatte klebfrei trocken, das Holzöl war noch ganz ölig, nur an einigen Stellen, an die vielleicht ein Lichtschimmer gedrungen war, konnte schwache Runzelbildung beobachtet werden. Nach 4 Wochen war das Eintrocknen nicht weiter gegangen. Andererseits konnte festgestellt werden, daß Holzöl im Freien, auch bei Fehlen von Sonnenschein, schneller trocknet als im Zimmer. Das Fensterglas absorbiert bekanntlich den größten Teil der isomerisierend wirkenden ultravioletten Lichtstrahlen.

Nach alledem dürfte kein Zweifel mehr bestehen, daß beim Eintrocknen des Holzöls zunächst Lichtisomerisation und dann erst Polymerisation bzw. Oxydation erfolgt.

Nachweis von Holzöl in Ölgemischen[1].

Von **J. Marcusson.**

Zum Nachweis von Holzöl in Ölgemischen wird meistens das Parker-Mc-Ilhineysche Verfahren angewandt, bei dem die zu untersuchende Probe mit einer Lösung von Jod in Eisessig erhitzt wird. Diese Methode versagt aber, wenn eingedicktes Leinöl (Standöl) neben Holzöl zugegen ist. Standöl bildet wie Holzöl mit erhitzter Jod-Eisessiglösung einen Niederschlag, wenn auch die Niederschlagsmenge geringer ist als beim Holzöl. Nun werden aber gerade Standöle zur Herstellung von Lacken und Lackfarben vielfach verwendet.

Neben dem Mc-Ilhineyschen Verfahren wird hier und da das Verfahren von Ware und Schumann herangezogen, das auf der Schwerlöslichkeit des eläostearinsauren Kalis in eiskaltem Alkohol beruht. Dies Verfahren ist jedoch nicht anwendbar, wenn erhitztes Holzöl vorliegt, weil beim Erhitzen eine Umwandlung der Eläostearinsäure in eine polymere Säure erfolgt, deren Kalisalz nicht in gleichem Maße durch Schwerlöslichkeit ausgezeichnet ist. Tatsächlich wird aber erhitztes Holzöl in der Industrie weit mehr als rohes Öl gebraucht.

Es ist auch vorgeschlagen worden, eine Unterscheidung von Holzöl und Leinöl auf Bestimmung des Brechungsexponenten zu gründen, der bei Leinöl 1,484 bis 1,487, bei chinesischem Holzöl dagegen 1,518 bis 1,525 (bei 20° C) beträgt. Dabei ist aber zu berücksichtigen, daß der Exponent des Leinöls bei der Umwandlung in Standöl steigt, derjenige des Holzöls beim Erhitzen sinkt. Beispielsweise erhöht sich der Exponent von Leinöl beim Erhitzen bis 300° auf 1,496, ein hier untersuchtes handelsüblich erhitztes Holzöl gab den Wert 1,508. Bei dieser geringen Differenz ist das Brechungsexponentenverfahren aussichtslos; man wird in vielen Fällen nicht sicher entscheiden können, ob lediglich normale oder auch eingedickte Produkte in einem Lack enthalten sind.

Für frische wie erhitzte Öle ist in gleicher Weise das nachfolgend beschriebene Jodchloroformverfahren geeignet, das auf Polymerisation des Holzöles beruht und folgendermaßen ausgeführt wird:

5 g Öl werden in einem Porzellantiegel oder einem kleinen Erlenmeyerkolben unter Umrühren mit 5 ccm einer kalt gesättigten Jod-Chloroformlösung übergossen (herzustellen durch kurzes Erwärmen von Jod mit Chloroform im Reagensglas und Abkühlen auf Zimmertemperatur). Reines Holzöl erstarrt nach einigen Minuten zu einer festen Masse, alle anderen fetten Öle, auch Standöl, bleiben ölig. Mischungen werden um so schneller fest, je höher der Gehalt an Holzöl ist. Bleibt eine Probe auch nach Stehen über Nacht ölig, was bei geringem Holzölgehalt vorkommt, so erwärmt man eine Viertelstunde auf dem Wasserbade. Nach dem Erkalten tritt dann Gelatinieren ein. In der beschriebenen Weise konnten noch 15% Holzöl in Gemischen sicher nachgewiesen werden.

Zur annähernd quantitativen Bestimmung von Holzöl in Gemischen verreibt man das erstarrte Reaktionsprodukt mit Sand und extrahiert im Graefeschen Extraktionsapparat mit Chloroform. Den Auszug schüttelt man mit etwas Thiosulfatlösung behufs Entfernung von freiem Jod, destilliert das Chloroform ab, trocknet und wägt.

Die Ergebnisse der vorgenommenen Untersuchungen sind in den Tabellen 1 bis 3 zusammengestellt. Zu diesen ist folgendes zu bemerken:

Gemäß Tabelle 1 wurden Mischungen von eingedicktem Leinöl (Standöl) mit wechselnden Mengen rohem Holzöl (15 bis 90%) geprüft. Die erhaltenen Werte lagen teils etwas über, teils unter den theoretischen. Die Abweichung betrug im Höchstfalle 10%. Das verwendete Holzöl als solches enthielt 12% durch Jod nichtpolymerisierbarer Anteile. Infolgedessen sind etwas zu hohe Analysenergebnisse bei starkem Überwiegen von Holzöl erklärlich. Bei niedrigem Holzölgehalt ist es schwierig, aus dem gebildeten Gel die letzten Reste des dickflüssigen Standöls herauszulösen. Hiernach sind auch die Abweichungen nach unten verständlich.

[1] Original: Z. angew. Chem. 1926, S. 478.

Digitized by Google

Tabelle 1. Mischungen von rohem Holzöl mit eingedicktem Leinöl (Standöl).

Gehalt der Probe an Standöl %	Befund an Standöl %		Differenz %
10	16		+ 6
30	34		+ 4
50	49	40	—10
	41		
70	65	60	—10
	56		
85	80		— 5

Tabelle 2 bietet eine Übersicht über das Verhalten von Mischungen aus unbehandeltem Leinöl, Rüböl und Mohnöl mit erhitztem Holzöl, wie es zur Lackfabrikation Verwendung findet. Das erhitzte Holzöl war aus dem Handel bezogen, es enthielt 18% durch Jod nichtpolymerisierbare Anteile, d. h. 6% mehr als frisches Holzöl, was auf Umlagerungen während des Erhitzens schließen läßt.

Tabelle 2. Mischungen von erhitztem Holzöl mit unbehandelten Ölen.

Fremdöl Art	Fremdöl %	Erhalten %	Differenz %
Mohnöl	85	91	+ 6
Leinöl	80	82	+ 2
„	70	80	+10
Rüböl	70	66	— 4
Leinöl	50	58	+ 8
„	20	36	+16

Die Analysenergebnisse sind, wie in Tabelle 1, im großen und ganzen befriedigend, das gleiche gilt für Tabelle 3, nach welcher Mischungen von rohem Holzöl mit gewöhnlichem Leinöl, Mohnöl, Rüböl und Tran behandelt sind.

Der Jodverbrauch ist bei dem Verfahren gering, da in den verwendeten 5 ccm Chloroform nur 0,3 g Jod gelöst sind.

Tabelle 3. Mischung von rohem Holzöl mit unbehandelten Ölen.

Fremdöl Art	Fremdöl %	Erhalten %	Differenz %
Mohnöl	85	93	+ 8
Rüböl	70	66	— 4
Leinöl	50	56	+ 6
Rüböl	30	36	+ 6
Mohnöl	20	30	+10
Tran	10	24	+14

Bei der Untersuchung von Lacken ist zu berücksichtigen, daß neben fettem Öl, Harz und Sikkativen flüchtiges Lösungsmittel zugegen ist. Man kann daher die Holzölbestimmung nicht durch Ausziehen des unangegriffenen Öles vornehmen, muß vielmehr das geronnene Holzöl, nach dem Extrahieren mit Chloroform, als solches zur Wägung bringen. Um dies zu ermöglichen, verwendet man behufs feiner Verteilung des Gels eine gewogene Menge Sand oder man verreibt mit getrocknetem Natriumsulfat, das nachher durch Wasser ausgezogen wird. Bei hohem Holzölgehalt wird die Masse so fest, daß sie leicht zerkleinert werden kann und daß Sandbehandlung sich erübrigt. Das Abwägen der Lacke für die Holzöluntersuchung erfolgt zweckmäßig nicht in Tiegeln, sondern in kleinen Kölbchen, die nötigenfalls (wenn die Masse nach dem Stehen über Nacht nicht fest geworden ist) am Rückflußkühler erwärmt werden. Unterläßt man diese Vorsicht, so kann durch Verflüchtigung des Lösungsmittels und Ausscheidung von Sikkativen Gelatinieren eintreten, ohne daß Holzöl zugegen ist.

Nach freundlicher Mitteilung von Herrn Dr. H. Wolf versagt die Jod-Chloroformprobe bei Gegenwart von größeren Mengen Bleisikkativ und Terpentinöl. Beide nehmen stark Jod auf. Das Bleisikkativ kann durch verdünnte Salpetersäure entbleit, das Terpentinöl mit Dampf abgetrieben werden.

Vereinheitlichung der Ölprüfungsverfahren[1].

Von H. Schlüter.

Obwohl die Ölprüfungsverfahren allgemein bekannt und vielfach beschrieben worden sind (vgl. z. B. „Richtlinien für den Einkauf und die Prüfung von Schmiermitteln", Holde, Kohlenwasserstofföle und Fette), so ist es doch eine oft festgestellte Tatsache, daß nach demselben Verfahren aber nicht an derselben Prüfungsstelle gewonnene Ergebnisse unzulässige Abweichungen voneinander zeigen. Die Ursachen waren zunächst nicht zu erkennen. Um sie bei den einzelnen Verfahren festzustellen, wurden diese einer kritischen Prüfung unterzogen, und zwar geschah dies zunächst bei der Bestimmung des Flammpunktes (im offenen Tiegel) und der Zähigkeit mittels des Englerschen Viskosimeters[2], weil diese physikalischen Kennzahlen für die Bewertung der Mineralschmieröle besonders wichtig sind. Hierbei hat sich ergeben, daß die Ursachen verschiedener Art sind. Einmal liegen sie in der Unvollkommenheit des Prüfungsgeräts, ein andermal darin, daß die Verfahren nicht so eingehend beschrieben sind, daß jedes Mißverständnis ausgeschlossen ist. Bei dem Englerschen Viskosimeter lag eine Fehlerquelle so verdeckt, daß sie erst jetzt, Jahrzehnte nach Einführung des Apparates entdeckt wurde.

1. Flammpunktbestimmung (im offenen Tiegel) mit einem neuen Flammpunktprüfer.

Der gegenwärtig allgemein gebrauchte Flammpunktprüfer mit offenem Tiegel stellt eine Verbesserung des früheren Brenkenschen[1] Prüfungsverfahrens dar. Brenken verwendete einen Porzellantiegel von 6,4 cm lichter Weite und 4,7 cm Tiefe, der, bis 1,2 cm unterhalb des Randes gefüllt, zum Erhitzen auf ein Sandbad gestellt wurde. Zur Prüfung wurde der Tiegel vom Sandbade

[1] Original: Chem.-Zg. 1927.

[2] Chem.-Zg. 1927, Nr. 59, S. 565.

[1] Z. analyt. Chem. 1879, S. 548.

Digitized by Google

weggenommen, und eine kleine, aus einem Glas-, Porzellan- oder Tonrohre brennende Gasflamme über die Öloberfläche hinweggeführt. Diese sollte so viele Sekunden über dem Öl verweilen, als der Tiegel Zentimeter breit war.

Treumann[1] führte einen Porzellantiegel von 41 mm Höhe und 40 mm Durchmesser ein, der möglichst tief in das Sandbad eingehüllt und bis zu 4 mm unterhalb des Randes gefüllt wurde.

Die durch Marcusson vorgenommene Verbesserung besteht in der mechanischen Führung des Zündrohrs, das bis dahin von Hand bewegt wurde. Es ist ersichtlich, daß durch die Brenkensche Einrichtung besonders bei ihrer Handhabung durch verschiedene Personen keine genügende Übereinstimmung der Versuchsergebnisse erreicht werden konnte. Aber auch die mechanische Führung der Zündflamme brachte noch keine vollendete Lösung der Aufgabe, alle Ursachen der ungenügenden Übereinstimmung zu beseitigen, da die Zündflamme immer noch über den Tiegelrand hinweggeführt wurde.

Der Apparat der Deutschen Reichsbahn vermeidet diesen Übelstand dadurch, daß die Zündflamme senkrecht oder neuerdings schräg nach unten brennt und nur über dem mittleren Teil der Öloberfläche hin und her bewegt wird. Aber auch dies hat noch einen Nachteil, da durch Schwankungen des Gasdruckes die Zündflamme verlängert werden kann, so daß sie die Öloberfläche oder gar das Thermometer berührt; eine etwa eingetretene Verlängerung der Zündflamme läßt sich aber kaum beobachten.

Zahlreiche später gemachte Verbesserungsvorschläge bezogen sich daher auf die Abänderung der Flammenführung, um die immer noch auftretenden Unstimmigkeiten bei den Versuchsergebnissen zu beseitigen. Ein Umstand wurde aber hierbei nie beobachtet, der viel größere Verschiedenheiten der Ergebnisse bedingt, nämlich die Stellung des Thermometers. Brenken erwähnt in seiner Arbeit das Thermometer überhaupt nicht. Auch in der ursprünglichen Veröffentlichung Marcussons über die mechanische Führung der Zündflamme (Mitteilungen aus dem Materialprüfungsamt 1906, S. 218) ist die Stellung des Thermometers, besonders seine Einbautiefe, nicht erwähnt worden; vielleicht sollte die beigegebene Abbildung hierüber Aufschluß geben. Diese ist aber in die späteren Veröffentlichungen nicht übernommen worden und so fehlte hier, da Zahlenangaben nicht vorlagen, eine wichtige Angabe. Das Laborationsbuch von Graefe schreibt z. B. nur vor, daß das Quecksilbergefäß vom Öl bedeckt sein soll. Nach den „Richtlinien für den Einkauf und die Prüfung von Schmiermitteln" ist das Thermometer so einzubauen, daß die Quecksilberkugel allseitig vom Öl bedeckt ist und von der Zündflamme nicht berührt werden kann. Es ist erklärlich, daß diese Fassung der Versuchsvorschrift, die offenbar auf der Meinung beruht, daß die Temperatur im Öl überall gleich sei, dem persönlichen Ermessen des Untersuchenden freien Spielraum läßt; es wurden denn auch, wie aus Berichten an das Materialprüfungsamt zu entnehmen ist, an verschiedenen Prüfstellen bei gleichen Ölen ganz unterschiedliche Flammpunktshöhen festgestellt.

Der Verfasser hat schon vor mehreren Jahren darauf hingewiesen, daß diese Unterschiede auf der ungleichen Stellung des Thermometers beruhen, und hat auf Anfragen in zahlreichen Fällen Mitteilungen über die Einbautiefe des Thermometers bei der Flammpunktbestimmung im Materialprüfungsamt gemacht. Die Arbeitsweise des Amtes ist durch die Beantwortung zahlreicher Anfragen in weiten Kreisen bekannt geworden, namentlich in der Ölindustrie, die ja ein besonderes Interesse hat, mit dem Materialprüfungsamt hinsichtlich der Versuchsergebnisse im Einklang zu bleiben. Da, wo diese Arbeitsweise nicht bekannt ist, kann natürlich die Thermometerstellung so verschieden sein, daß erhebliche Unstimmigkeiten bei den Ergebnissen der Flammpunktbestimmung unausbleiblich sind. Über die Größe der hierbei auftretenden Unterschiede geben folgende vom Verfasser durchgeführten Versuche über die an 9 verschiedenen Stellen im Tiegel gleichzeitig herrschenden Öltemperaturen Aufschluß. Die Temperaturen wurden mittels eines Thermometers mit kugelförmigem Quecksilbergefäß in drei senkrechten Linien an je drei verschieden hochliegenden Punkten gemessen (vgl. Abb. 1). Bei einem Durchmesser der Quecksilberkugel von 8,4 mm und 2 mm Abstand der Kugel von Wand und Boden des Tiegels lagen die Meßpunkte (Mittelpunkt der Thermometerkugel) etwa $6^1/_4$ mm über dem Tiegelboden bzw. unter der Öloberfläche und in der Mitte zwischen Boden und Oberfläche. Die drei Senkrechten lagen in der Tiegelachse, $6^1/_4$ mm von der Tiegelwand entfernt und in der Mitte zwischen diesen beiden Linien (s. Abb. 1).

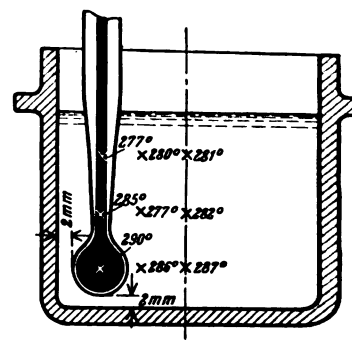


Abb. 1.

In graphischer Darstellung sieht die Wärmeverteilung im Öltiegel etwa folgendermaßen aus (vgl. Abb. 2).

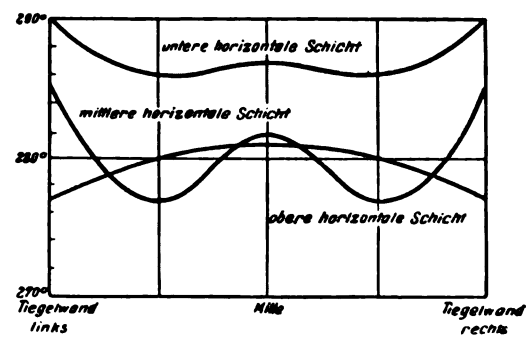


Abb. 2.

Die folgende Zahlentafel gibt über die im Öl gemessenen Temperaturen während des Versuches Auskunft. Sie wurden in Temperaturspannen von 10° abgelesen. Für die Feststellung dieser Spanne diente der Meßpunkt „über dem Tiegelboden", „nahe der Tiegelwand". (Die Temperatur dieses Punktes ist in der Zahlentafel fett-

[1] Mitt. Materialpr.-Amt 1889, S. 69.

Digitized by Google

gedruckt.) Es ist nur ein Teil der Ergebnisse wiedergegeben.

Lfd. Nr. der Messung	Höhenlage der Meßpunkte	Temperaturen an drei senkrecht untereinander liegenden Punkten			Mittel	Größter Unterschied
		Nahe der Tiegelwand	Zwischen Mittelachse und Wand	In der Mittelachse		
1	Unterhalb der Oberfläche	187	186	187		
	In mittlerer Höhe . . .	195	189	192	191	14
	Über dem Tiegelboden .	200	195	198		
4	Unterhalb der Oberfläche	216	217	218		
	In mittlerer Höhe . . .	222	221	224	222	14
	Über dem Tiegelboden .	230	225	227		
7	Unterhalb der Oberfläche	247	248	249		
	In mittlerer Höhe . . .	255	248	253	252	13
	Über dem Tiegelboden .	260	255	257		
10	Unterhalb der Oberfläche	277	280	281		
	In mittlerer Höhe . . .	285	277	282	283	13
	Über dem Tiegelboden .	290	286	287		

Die Zahlen zeigen, wie verschieden hoch der Flammpunkt je nach Stellung des Thermometers gefunden werden kann. Die Messung Nr. 10 wurde im Augenblick der Entflammung des Öls gemacht. Je nach der Stellung des Thermometers wäre der Flammpunkt also 277, 281, 282, 286, 287 oder 290. Nach der herrschenden Praxis gilt 290 als Flammpunkt, d. h. der höchste der möglichen „Flammpunkte". Der niedrigste liegt also 13° tiefer als jener. Hieraus geht hervor, daß der Flammpunkt auf eine bestimmte Thermometerstellung bezogen werden muß.

Es taucht nun die Frage auf, welche Stellung man dem Thermometer am zweckmäßigsten gibt. Diese ist an sich gleichgültig. Die als „Flammpunkt" bezeichnete Temperatur des erhitzten Öls erlangt ihre Bedeutung dadurch, daß sie mit einer bestimmten, als „untere Explosionsgrenze" bezeichneten Zusammensetzung des Dampf-Luftgemisches, das beim Erhitzen an der Oberfläche entsteht und infolge dieser Zusammensetzung „entflammbar" ist, zeitlich verknüpft wird. Da nun, wie oben gezeigt wurde, an verschiedenen Punkten der Masse des Öls die Temperatur ungleich ist, und, wie aus Versuchen hervorgeht, eine völlig gleichmäßige Temperatur auch durch Rühren nicht zu erreichen ist, so muß aus Gründen der Einheitlichkeit eine Entscheidung darüber getroffen werden, welche der verschiedenen gleichzeitig meßbaren Öltemperaturen als „Flammpunkt" angesprochen werden soll, d. h. welche Stellung der Quecksilberkugel des Thermometers zu geben ist. Diese Festsetzung müßte im Ausschuß 9 (Schmiermittel) des „Deutschen Verbandes für die Materialprüfungen der Technik", der aus Vertretern der Wissenschaft, der Ölerzeuger und Ölverbraucher gebildet wird, getroffen werden.

Der Verfasser hat nun einen Flammpunktprüfer entworfen, der die erwähnten Fehlerquellen des bisherigen Apparates vermeidet. Er weist gegenüber dem Marcussonschen Apparat folgende Neuerungen auf (vgl. die Abbildungen). Die zum Apparat gehörenden Thermometer sind im unteren Drittel mit einem Wulst zum Befestigen einer Metallhülse versehen, die in den Ring des in senkrechter und wagerechter Richtung ausziehbaren und durch zwei Schrauben feststellbaren Halters gesteckt wird. Durch Anziehen einer Schraube legt sich der bandförmige Ring fest um die Hülse des Thermometers. Der senkrecht stehende Teil des Halters ist auf einem flachen Ringe befestigt, der sich um einen schmalen Flansch am oberen Teil des Tiegels legt. Siehe Abb. 5—7. Mit Hilfe einer neuartigen Vorrichtung, einer Lehre (vgl. die Abb. 5 und 6 und die Prüfungsvorschrift am Schluß), die auf den Boden des Tiegels gelegt wird, läßt sich das Thermometer so einstellen, daß seine Quecksilberkugel sowohl vom Tiegelboden wie vom Tiegelrande genau den Abstand hat, welcher der Stärke der Lehre entspricht[1]. In dieser Stellung des Thermometers wird der Thermometerhalter durch Anziehen der beiden Schrauben festgehalten. Nach dem Entfernen der Lehre wird der Tiegel, ohne aus dem Apparat herausgenommen zu werden, bis zur Marke mit Öl gefüllt. Soll der Tiegel herausgenommen werden, so ist zuvor das Thermometer aus dem Halter herauszuziehen. Nach dem Wiedereinsetzen hat es dieselbe Stellung. Für die Füllung des Tiegels ist seine Entfernung aus dem Luftbade aber unnötig, da diese wegen der Abnehmbarkeit des Schutzbleches keine Schwierigkeit bietet.

Durch die Anwendung der Lehre und die sichere Befestigung des Thermometers in einem Metallringe ist die stets gleiche Stellung desselben bei jedem Versuch gewährleistet. Damit ist die Hauptfehlerquelle des alten Apparates, die Nichtreproduzierbarkeit der mit ihm gewonnenen Werte, ausgeschaltet. Eine weitere Fehlerquelle lag darin, daß die Zündflamme in wagerechter Richtung über den Tiegelrand hinweggeführt wurde. Das Öl steht am Rande des Tiegels höher als in der Mitte, es kriecht oft über den Rand hinweg. Wird nun die Flamme über diesen hinweggeführt, so berührt sie das Öl. Es ist ohne weiteres einleuchtend, daß bei dieser Sachlage wechselnde Ergebnisse erhalten werden können. Andrerseits ist es unnötig, die Flamme über die ganze Oberfläche hin- und zurückzuführen, um eine Zündung

[1] Dieser Abstand, der vom Verfasser in Annäherung an die herrschende Praxis, um die Flammpunkte der „Öltypen" nicht zu ändern, auf 2 mm bemessen war, ist vom Ausschuß 9 des DVM. auf 5 mm abgeändert worden (vgl. Richtlinien S. 63). Diese Festsetzung hat zu Einsprüchen der ölerzeugenden Industrie beim Amt geführt, da bei 5 mm Abstand niedrigere Flammpunkte gefunden werden, wodurch gewisse Öltypen eine Wertverminderung erfahren. Zur Zeit sind deshalb im Amt erneut Versuche im Gange, festzustellen, welche Stellung dem Thermometer im Normalapparat zu geben ist, um gleiche Flammpunkte wie im Marcusson-Apparat zu erhalten. Es hat sich hierbei herausgestellt, daß bei der üblichen gefühlsmäßigen Einstellung des Thermometers nach Marcusson (auf den Boden aufsetzen und wieder etwas anheben) die Quecksilberkugel nicht, wie man allgemein glaubt, einen Abstand von 2 mm vom Boden erreicht, sondern diesem bis auf Bruchteile eines Millimeters nahekommt. Gibt man mit besonderen Vorrichtungen, was mit dem Marcusson-Apparat an sich nicht möglich ist, dem Thermometer in diesem die gleiche Stellung wie im Normalapparat, so erhält man mit beiden Apparaten die gleichen Flammpunkte.

Digitized by Google

zu erreichen. Hat das Gemisch aus Luft und Öldampf, das vom Beginn bis Ende des Versuchs alle Stufen der Zusammensetzung vom niedrigsten bis zum höchsten Dampfgehalt durchläuft, die untere Explosionsgrenze erreicht, so verpufft es, sobald es an irgendeinem Punkte mit der Zündflamme berührt wird. Man kann annehmen, daß die Anreicherung des Dampfluftgemisches an brennbarem Dampf oberhalb der Mitte der Öloberfläche am regelmäßigsten stattfindet. Bei dem neuen Apparat

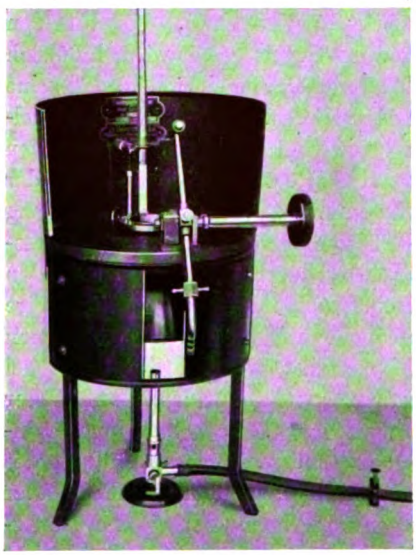


Abb. 3. Apparat mit Gasheizung.

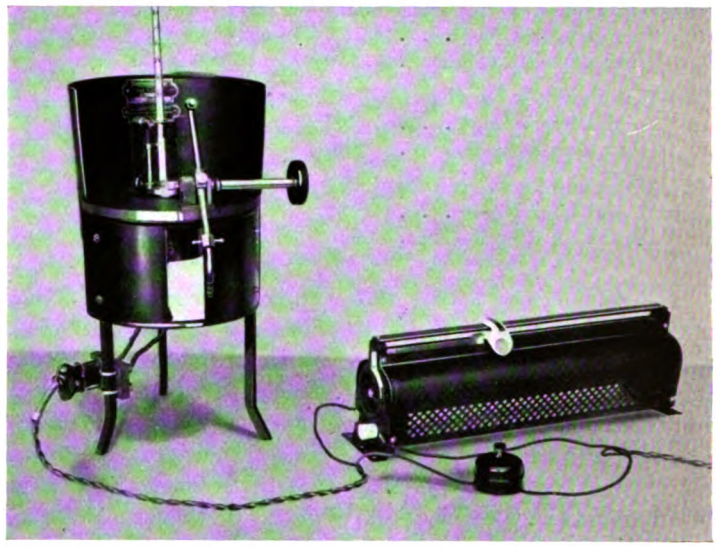


Abb. 4. Apparat mit elektrischen Heizkörper und Widerstand.

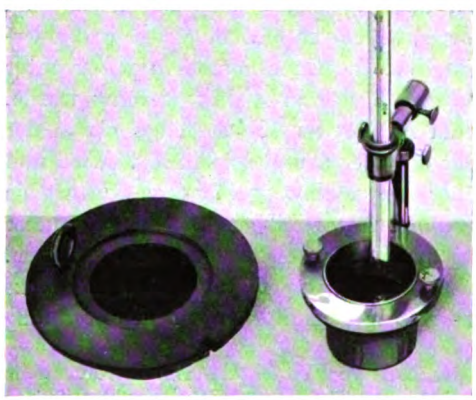


Abb. 5. Luftbad und Tiegel mit Thermometerhalter und 2 mm-Lehre.

Abb. 6. Tiegel mit Thermometerhalter und 5 mm-Lehre.

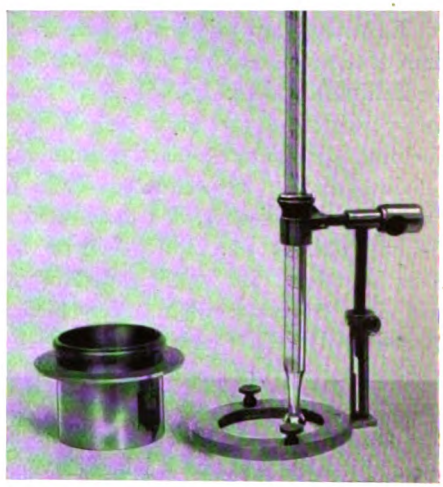


Abb. 7. Thermometerhalter vom Tiegel entfernt.

Flammrohr tragenden Stiftes in seiner Führung. Einer Abweichung des Stiftes von seiner ursprünglichen Richtung beispielsweise um 2 bis 3° entspricht bei 10 cm Rohrlänge ein Spielraum des Zündflämmchens in senkrechter Richtung um $3^1/_2$ bis 5 mm. Von einer Bewegung der Zündflamme in der Ebene des Tiegelrandes kann man in diesem Falle nicht mehr sprechen. Dieser Übelstand ist nunmehr durch die beschriebene Einrichtung behoben. Wegen der Ungenauigkeiten des Porzellan-

erfolgt daher die Zündung an dieser Stelle. Das Flammrohr ist um eine horizontale Achse drehbar. Bei der Drehung aus der Ruhelage mittels des Handrades senkt sich die Brennerdüse auf die Oberfläche herab, bis das Zündrohr einen in der Höhe verstellbaren Anschlag berührt. Die Zündflamme brennt dann in wagerechter Richtung über der Mitte der Öloberfläche in einstellbarem Abstande vom Ölspiegel. Durch eine Feder wird das Flammrohr in die Ruhelage zurückgedreht. Bei dem alten Apparat wurde das Zündrohr unmittelbar mit der Hand geführt. Der Druck der Hand am hinteren Ende des Rohrs (am Schlauchansatz) bewirkte bald infolge der großen Hebelwirkung eine Lockerung des das tiegels (ungenaue Abmessungen, unrunde Form) und wegen der schlechten Wärmeübertragung, die eine unnötig starke Wärmequelle bedingt, wurde er durch einen Metalltiegel ersetzt, der in genauen Abmessungen hergestellt werden kann.

Schließlich erschien die Beseitigung des im alten Apparat verwendeten Sandbades sehr wünschenswert. Die Wärmeübertragung durch Sand und Porzellantiegel ist so ungenügend, daß, besonders bei hoch entflammenden Ölen, unnötig große Brenner (drei- und fünfflammige) verwendet werden müssen, was zur Folge hat, daß die große Wärmeentwicklung für den Versuchausführenden sehr lästig fällt. Nach der Vorschrift soll

Digitized by Google

die untere Fläche des Tiegelbodens eine Entfernung von 2 mm vom Boden der Sandbadschale haben. Deshalb wird der Tiegel mit seinem ringförmigen Ansatz in ein eisernes Gestell gehängt, wodurch der Zwischenraum von 2 mm zwischen Sandbadschale und Tiegel gesichert sein soll. Es macht aber stets Mühe, den Tiegel soweit in den Sand zu drücken, daß der ringförmige Ansatz aufliegt. Oft geraten Sandkörner zwischen Ansatz und Eisenring, da der Tiegel nach der Vorschrift bis zur Höhe des Ölspiegels in Sand eingebettet werden muß. Auch wirkt der Sand, dessen Verunreinigung mit Öl auf die Dauer kaum zu vermeiden ist, unschön. Aus allen diesen Gründen wurde der neue Apparat mit Luftbad für den Tiegel versehen. Die Heizung kann mit Gas (Abb. 3) oder auf elektrischem Wege erfolgen. Im ersteren Falle ist der Apparat mit einem schalenförmigen Wärmefang versehen, der die Wärme der Heizflamme von den übrigen Teilen des Gerätes abhält. Er ist durch Bajonettverschluß mit dem Luftbade verbunden und kann durch Drehung leicht abgenommen werden. Bei elektrischer Heizung (Abb. 4) tritt an seine Stelle der elektrische Heizkörper, der in derselben Weise wie beim Wärmefang von unten über das Luftbad geschoben und durch geringe Drehung mittels Bajonettverschlusses befestigt wird. Beide Heizungseinrichtungen können also bei demselben Apparat beliebig gegeneinander ohne weiteres ausgewechselt werden. Der Temperaturanstieg wird mittels des beigegebenen elektrischen Widerstandes geregelt. Schließlich ist noch zu erwähnen, daß das dreibeinige Stativ höhergebaut und das Schutzblech vergrößert und abnehmbar gemacht ist.

Normierte Abmessungen mit den höchstzulässigen Abweichungen.

Tiegel, lichte Weite	40 ± 0,2
„ Tiefe	40 ± 0,2
„ Wandstärke	1 ± 0,2
„ obere Einfüllmarke, Abstand vom oberen Rande	10 ± 0,2
„ untere Einfüllmarke, Abstand vom oberen Rande	15 ± 0,2
„ Flansch, Abstand vom oberen Rande	10 ± 0,2
„ „ Durchmesser höchstens	60
Luftbad, lichte Weite	46 ± 0,2
Abstand des Tiegels vom Boden des Luftbades	2

Die folgende Zahlentafel zeigt, daß die Abweichungen zwischen den Einzelergebnissen den mittleren Versuchsfehler (3°) nicht überschreitet, in den meisten Fällen ihn nicht erreicht. Die fast vollkommene Mechanisierung der Versuchsausführung verbürgt auch bei der Benutzung des Apparats durch verschiedene Personen die Übereinstimmung der Ergebnisse innerhalb derselben Fehlergrenze.

Versuch Nr.	Flammpunkt im offenen Tiegel Normalapparat nach Schlüter	Abweichung	Versuch Nr.	Flammpunkt im offenen Tiegel Normalapparat nach Schlüter	Abweichung
1	144 146	2	14	278 281	3
2	145 146	1	15	284 284	0
3	155 156	1	16	284 286	2
4	158 160	2	17	292 292	0
5	176 178	2	18	298 301	3
6	202 203	1	19	307 308	1
7	203 204	1	20	312 313	1
8	216 217	1	21	314 314	0
9	215 218	3	22	315 318	3
10	223 225	2	23	329 332	3
11	243 245	2	24	340 341	1
12	244 247	3	25	345 348	3
13	268 269	1	26	372 374	2

Versuchsausführung.

I. Einstellung des Thermometers auf eine bestimmte Entfernung vom Tiegelrand und Tiegelboden mittels der Lehre.

Die Lehre wird so in den Tiegel gelegt, daß das Wandstück der Mitte der hinteren Tiegelwand anliegt (vgl. Abb. 5 und 6[1]). Dann wird das Thermometer mittels der Hülse in den Ring des Thermometerhalters gesteckt, durch Anziehen der Schraube im Ring festgeklemmt und durch Verschieben der herausziehbaren Teile des Thermometerhalters in wagerechter und senkrechter Richtung so eingestellt, daß seine Quecksilberkugel den Boden und das Wandstück der Lehre berührt. Nach Anziehen der beiden Schrauben des Thermometerhalters wird die Lehre um 180° wagerecht gedreht und aus dem Tiegel herausgehoben. Dieser wird nun, ohne aus dem Apparat herausgenommen zu werden, bis zur Strichmarke gefüllt (bei Zylinderölen bis zur unteren, bei Maschinenölen bis zur oberen). Dickflüssige Öle werden entsprechend angewärmt.

II. Einstellung der Zündflamme in die Ebene des Tiegelrandes. Das Zündrohr ist außer um seine Längsachse um eine zu dieser senkrecht stehenden wagerechten Achse drehbar. Es wird zunächst um seine Längsachse soweit gedreht, daß die Zündflamme wagerecht brennt. Dann wird die Gaszufuhr so geregelt, daß die Zündflamme 1 cm lang ist. Man klappt nun das Zündrohr durch Drehen um die wagerechte Achse an den auf dem Rande des Apparates befindlichen, durch Drehen in der Höhe und Tiefe verstellbaren und durch eine Schraube festgehaltenen Anschlag und stellt diesen so ein, daß sich der untere Rand der Zündflamme genau in der Ebene des Tiegelrandes befindet. Man stellt dies fest, indem man so über den Tiegelrand visiert, daß dieser nicht als Ellipse, sondern als gerade Linie erscheint, die mit dem unteren Rand der Zündflamme zusammenfallen muß.

Ausführung der Bestimmung.

Bei Gasheizung erhitzt man bei Ölen mit einem Flammpunkt bis etwa 250° mit einem einflammigen Bunsen-

[1] Die Abbildungen stellen Einstellungen mit der 2- und 5 mm-Lehre dar.

Digitized by Google

brenner. Bei höher entflammenden Ölen benutzt man einen Teklubrenner von mittlerer Größe. Die Wärmezufuhr wird (am besten mittels eines über den Gasschlauch geschobenen Quetschhahnes) so geregelt, daß die Temperatur bei Maschinenölen von 120° ab, bei Zylinderölen von 220° ab um 3 bis 5° (im Mittel um 4°) in der Minute steigt. Zweckmäßig beginnt man daher mit der Regelung des Temperaturanstiegs, sobald der Stand des Quecksilbers ablesbar ist. Für die Messung wird nur der dem Gerät beigegebene Satz von 2 Thermometern verwendet, die einen Meßbereich von etwa 40° bis 260° und 190° bis 410° umfassen und von der Physikalisch-Technischen Reichsanstalt so geeicht sind, daß sie bei einer Eintauchtiefe von 30 mm keine Berichtigung für den herausragenden Quecksilberfaden erfordern. Das Proben beginnt, sobald der vorgeschriebene Temperaturanstieg erreicht ist (von 120° bzw. 220° ab). Man neigt das Zündrohr und zählt im Augenblick des Anschlagens 0 und weiter in Abständen von einer Sekunde eins ... zwei. Bei „zwei" wird das Zündrohr wieder gehoben, so daß die Zündflamme sich 2 Sek. lang über der Oberfläche des Öls befindet. Der Versuch zur Entzündung des Dampf-Luftgemisches wird von Grad zu Grad Temperaturzunahme so lange fortgesetzt, bis die Verpuffung (zum ersten Male) eintritt. Die Temperatur, die das Thermometer in diesem Augenblicke anzeigt, gilt als Flammpunkt.

Für das Ansetzen eines neuen Versuchs unmittelbar nach Beendigung des vorhergehenden ist zu beachten, daß infolge des größeren Ausdehnungsvermögens des Tiegelmetalls ($\alpha = 18 \cdot 10^{-6}$) gegenüber dem des Eisens ($\alpha = 12 \cdot 10^{-6}$) der Flansch des Tiegels kurze Zeit festgeklemmt ist. Um wie geringe Zeiträume es sich dabei handelt, zeigt folgender Flammpunkt:

	Tiegel beweglich
240	etwa 5 Sek. nach dem Auslöschen der Flamme
250	„ 20 „ „ „ „ „ „
260	„ 30 „ „ „ „ „ „
270	„ 80 „ „ „ „ „ „
280	„ 150 „ „ „ „ „ „
290	„ 155 „ „ „ „ „ „
300	„ 115 „ „ „ „ „ „
310	„ 95 „ „ „ „ „ „
320	„ 64 „ „ „ „ „ „
330	„ 12 „ „ „ „ „ „
340	„ 0 „ „ „ „ „ „

2. Zähigkeitsbestimmung mit dem Englerschen Viskosimeter.

Bei Viskositätsbestimmungen ist eine der wichtigsten Arbeiten, vor der Bestimmung der Ausfließzeit des Öles, die genaue Einstellung der Versuchstemperatur. Wie die Versuchsergebnisse schon durch geringe Temperaturunterschiede beeinflußt werden können, zeigt Tabelle 1.

Die Fehler infolge ungenauer Einstellung der Temperatur erreichen also bei mehr als $^1/_{10}$° C Temperaturabweichung den mittleren Versuchsfehler und wachsen mit zunehmendem Temperaturfehler schnell an. Die Öltemperatur muß daher auf $^1/_{10}$° C genau eingestellt werden. Aber auch während des Ausfließens des Öls muß dessen Temperatur, namentlich bei höheren Zähigkeiten, auf gleicher Höhe gehalten werden. Gerade in diesem Bestreben unterliegt aber der Beobachter, der

Tabelle 1.

Temperatur °C	Englergrad	Abweichungen von dem Wert bei 100° C im Englergrad	Abweichungen von dem Wert bei 100° C in %	Mittlerer Versuchsfehler bei der Viskositätsbestimmung, wenn der Englergrad etwa 5 ist[1]
101	4,55	—0,18	4	
100,5	4,64	—0,09	2	
100,0	4,73	0	0	
99,9	4,75	0,02	0,4	+0,7%
99,7	4,78	0,05	1	
99,5	4,82	0,09	2	
99,0	4,91	0,18	3,5	

nicht mit der Eigenart des Englerschen Viskosimeters vertraut ist, oft einer Täuschung über die wahre Temperatur des Öls, wie aus folgenden Versuchen hervorgeht. Anfragen aus dem Kreise der Antragsteller, die das Ergebnis der Prüfung im Amt nicht durch ihre eigenen oder an anderen Prüfstellen ausgeführten Versuche bestätigt fanden und um Aufklärung baten, gaben Veranlassung zu Versuchen, durch die eine sehr versteckt liegende Fehlerquelle aufgedeckt wurde, die sich bis jetzt der Beobachtung entzogen und sehr oft zu Differenzen geführt hat.

Tabelle 2.

Ausflußmenge ccm	Versuchstemperatur 50° C Thermometeranzeige °C	Versuchstemperatur 100° C Thermometeranzeige °C	Versuchstemperatur 100° C Lufttemperatur oberhalb des Öles °C
0	50,0	100,0	97,0
50	49,9	99,8	96,9
100	49,8	99,7	96,9
150	49,7	99,4	96,9
200	49,4	99,1	96,8

Läßt man das Öl, nachdem es die gewünschte Temperatur angenommen hat, aus dem Viskosimeter ausfließen, so zeigt nach einiger Zeit das Thermometer eine niedrigere Temperatur an, als bei Beginn des Versuchs, und zwar erscheint diese um so niedriger, je mehr Öl ausgeflossen ist (vgl. Tabelle 2). Dieses Fallen des Quecksilbers suchen manche Beobachter durch stärkeres Heizen des Temperaturbades auszugleichen, um die Angabe des Thermometers auf den ursprünglichen Stand zu bringen, weil naturgemäß der Beobachter glaubt, die Temperatur des Öles sei infolge Abkühlung gefallen. Versuche haben aber ergeben, daß das Thermometer nicht niedriger anzeigt, weil das Öl sich abgekühlt hat, sondern weil das Quecksilbergefäß, das bei Beginn des Versuchs allseitig von Öl bedeckt war, beim Sinken des Flüssigkeitsspiegels mehr und mehr von Öl entblößt wird und infolgedessen von der Luft über dem Öl, deren Temperatur um einige Grad niedriger als die Öltemperatur ist, abgekühlt wird (vgl. hierzu die Abb. 8). In welchem Zeitpunkt des Versuchs die Thermometeranzeige sinkt, hängt von den Abmes-

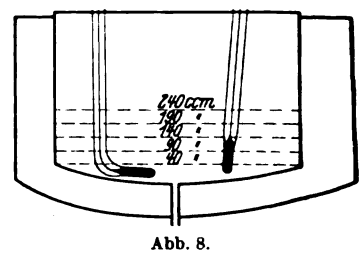


Abb. 8.

[1] Vgl. den weiter unten folgenden Aufsatz: „Fehlergrenzen von Viskositätsbestimmungen".

Digitized by Google

sungen des Thermometers ab. Das zu den Versuchen der Tabelle 2 benutzte Thermometer hatte ein etwa 15 mm langes Quecksilbergefäß. Wurde aber ein ebenfalls zum Apparat geliefertes Thermometer mit 10 mm langem Quecksilbergefäß verwendet, so zeigte es erst nach Ausfluß der Hauptmenge des Öls zu niedrig an, da das Quecksilbergefäß bei gleicher Eintauchtiefe naturgemäß erst nach Ausfluß einer größeren Menge Öl von diesem teilweise entblößt und dem Einfluß der kälteren Luft ausgesetzt wurde. Hat das Thermometer aber oberhalb des Gefäßes eine Erweiterung der Kapillare (s. Abb. 8), so tritt das Fallen der Quecksilbersäule schon im Anfang des Versuchs ein. Das Minimum der Thermometeranzeige stimmt in jedem Fall mit der Temperatur der Luft über dem Öl überein und tritt erst nach Beendigung des Ölausfließens auf, wenn der Einfluß der Luft auf das Thermometergefäß voll zur Geltung gekommen ist. Um die wahre Temperatur des Öls während des Ausfließens festzustellen, wurde statt des zum Apparat gehörigen Thermometers ein knieförmig gebogenes Thermometer verwendet, dessen Quecksilbergefäß in horizontaler Lage so tief als möglich (ohne den Boden des Viskosimeters zu berühren) in das Öl gesenkt wurde. Infolge seiner horizontalen Lage blieb das Quecksilbergefäß auch nach Ausfluß von 200 ccm Öl noch vollständig von dem im Viskosimeter verbleibenden Rest (40 ccm) bedeckt. Statt des Holzstiftes wurde zum Verschließen des Ausflußröhrchens ein durch die Öffnung in der Mitte des Deckels eingeführtes Thermometer benutzt. Um das Öl ausfließen zu lassen, wurde es gehoben, und zwar so weit, daß es beim Sinken des Ölspiegels in derselben Weise teilweise vom Öl entblößt wurde, wie das zum Apparat gehörende Thermometer bei den oben beschriebenen Versuchen der Tabelle 2. Die Ergebnisse dieser Versuche sind in Tabelle 3 enthalten. Es trat bei dem letztgenannten Apparat-Thermometer die gewöhnliche Erscheinung des Fallens des Quecksilbers auf, zunehmend nach Maßgabe der Ausflußmenge des Öls. Dagegen zeigte das Kniethermometer bis zur Beendigung des Ausfließens unverändert die anfängliche Temperatur, die also die wahre Temperatur des Öls sein muß.

Tabelle 3.

Ausfluß ccm	Thermometeranzeige: Versuchstemperatur 50° C, Verschlußthermometer °C	Versuchstemperatur 50° C, Kniethermometer °C	Versuchstemperatur 99,6° C, Verschlußthermometer °C	Versuchstemperatur 99,6° C, Kniethermometer °C
0	50	50	99,6	99,6
50	49,5	50	99	99,6
100	49,1	50	98,8	99,6
150	49,0	50	98,5	99,6
200	49,0	50	98,2	99,6

Die Versuche lassen erkennen, daß man das bei der Bestimmung der Engler-Viskosität während des Ausfließens des Öls auftretende Sinken der Quecksilbersäule des Thermometers nicht zu beachten braucht, weil es nur dadurch verursacht wird, daß der untere Teil des Quecksilberfadens, der nicht mehr kapillar ist, manchmal sogar eine Erweiterung zeigt, vom Öl nicht mehr bedeckt ist. Gegen Ende der Ausflußzeit liegt sogar der obere Teil des Quecksilbergefäßes außerhalb des Öles. Erweiterungen der Kapillare müssen stets innerhalb des Raumes, dessen Temperatur gemessen werden soll, liegen, da die durch Nichterfüllung dieser Bedingung bewirkten erheblichen Fehler nicht wie die Fadenkorrektur berechnet werden können. Die Temperatur des Versuchsöls im Englerschen Viskosimeter bleibt während der Fließzeit gleich, solange das Bad seine Temperatur behält. Diese soll erfahrungsgemäß bei der Versuchstemperatur 50° für Maschinenöle 50 bis 50,1° C, für Zylinderöle 50,2 bis 50,3° C betragen. Bei der Versuchstemperatur 100° C soll das Bad 101° C haben. Werden diese Temperaturen überschritten, so entstehen erhebliche Fehler, die naturgemäß immer in demselben Sinne, und zwar im Sinne einer Erniedrigung des Viskositätswertes, wirken. Um festzustellen, um wieviel hierbei das Öl überhitzt und die Viskosität zu niedrig gefunden wird, wurden noch mehrere Versuche unter Benutzung eines zweiten Winkelthermometers ausgeführt, das die wahre Temperatur des Öles angab, da es bis zum Schluß des Ausfließens vom Öl bedeckt blieb. Ein drittes Thermometer zeigte die Temperatur des Bades an, die entsprechend der Ausflußmenge gesteigert wurde, damit das Apparatthermometer gleichbleibend 50° C oder 100° C zeigte. Die Englergrade der benutzten Öle waren durch eine besondere Versuchsreihe genau bestimmt worden. Die Tabelle 4 zeigt die Ergebnisse von zwei Versuchen. Die letzten drei Spalten der Tabelle zeigen, daß die bei der hier in Rede stehenden falschen Arbeitsweise entstehenden Fehler mit der Fließzeit und der Versuchstemperatur zunehmen.

Tabelle 4.

Versuchstemp. u. Wasserwert des Apparates	Englergrad	Ausflußvolumen	Badtemp. Wasserbad °C	Badtemp. Ölbad °C	Scheinbare Temp. des Öles[1] °C	Wahre Temp. des Öles[2] °C	Öltemp. ist zu hoch um °C	Fließzeit des Öles in Sekunden	Englergrad	Englergrad ist zu niedrig um absolut	Englergrad ist zu niedrig um %
		0	50,3	—	50,0	50,0	—	—	—	—	—
50°	7,71	100	51,2	—	50,0	50,5	0,5	160	7,37[3]	0,34	4,4
51″		200	54,0	—	50,0	52,0	2,0	370	7,26	0,45	5,8
		0	—	101	100,0	100,0	—	—	—	—	—
100°	3,84	100	—	104	100,0	102,0	2,0	70	3,28[3]	0,56	14
50,2″		200	—	107	100,0	104,0	4,0	152	3,03	0,81	21

Daß die Viskositätsbestimmung an manchen Stellen tatsächlich in dieser Weise ausgeführt wird, zeigt folgendes Beispiel: Der Englergrad eines vor kurzem eingelieferten Öles wurde zu 6,13 (50°) gefunden, während der Einsender, der nach seiner Angabe in dieser Bestimmung sehr geübt war, bei wiederholten Versuchen 5,82 bis 5,88 ermittelt hatte. Zur Aufklärung des Sachverhalts wurde die Bestimmung mit der Abänderung wiederholt, daß die Badtemperatur soweit gesteigert wurde, daß das Apparatthermometer während des Aus-

[1] Berechnet aus der Ausflußzeit von 100 ccm Öl durch Multiplikation mit 2,35.
[2] Anzeige des Apparatthermometers.
[3] Anzeige des Kniethermometers.

Digitized by Google

fließens des Öls stets 50° zeigte. Bei dieser Arbeitsweise ergaben sich die Werte 5,84 und 5,88, woraus hervorgeht, daß auch der Einlieferer die Bestimmung in dieser nach obigem fehlerhaften Art ausgeführt hatte.

Ein Thermometer, das die wahre Temperatur des Öles im Englerschen Viskosimeter angibt und bei jedem Englerapparat verwendet werden kann, ist der Firma Dr. Heinrich Göckel, Fabrik chemischer Apparate, Berlin NW 6, Luisenstraße 21, gesetzlich geschützt.

3. Die Meßkolben für das Englersche Viskosimeter.

Nach Mitteilungen von verschiedenen Seiten sind die Meßkolben für Englersche Zähigkeitsmesser stets auf Ausguß geeicht. Es wird beklagt, daß Kolben auf Einguß nicht zu haben sind und nur auf besonderen Wunsch angefertigt werden. Von der Seite der Fabrikanten wird angeführt, daß auf Einguß geeichte Kolben von den Verbrauchern zurückgewiesen werden. Da aber bei Viskositätsbestimmungen mit dem Englerschen Viskosimeter zur Messung der Kolben gefüllt wird, wozu selbstverständlich ein auf Einguß geeichter Kolben erforderlich ist, so ist es doch auffallend, daß solche Meßgefäße nicht im Handel sind. Die Ursache dieses sonderbaren Zustandes scheint nun folgende zu sein: Man muß unterscheiden zwischen der Prüfung des Englerschen Viskosimeters (Feststellung des Wasserwerts) und dem Gebrauch desselben zu Zähigkeitsbestimmungen. Die Prüfungsbestimmungen sind im Jahre 1907 zwischen dem Materialprüfungsamt in Groß-Lichterfelde (jetzt Berlin-Dahlem), der Physikalisch-Technischen Reichsanstalt in Charlottenburg und der Badischen Prüfungs- und Versuchsanstalt in Karlsruhe vereinbart worden. Sie sind im Jahrgang 1907 der Zeitschriften: Chemiker-Zeitung (S. 447), Chemische Revue (S. 118), Chemische Industrie (S. 211), Petroleum (S. 602) und Zeitschrift für angewandte Chemie (S. 832) veröffentlicht worden. Sie schreiben vor, daß zur Messung des Volumens des ausfließenden Wassers ein auf Ausguß geeichter Meßkolben benutzt werden soll. Dies ist auch ganz erklärlich. Da die Messung von 200 ccm Wasser sehr oft wiederholt werden muß (bis gleichbleibende Werte erhalten werden), so wäre es unpraktisch, einen auf Einguß geprüften Kolben zu verwenden, da dieser vor jeder Messung wieder getrocknet werden müßte. Außerdem soll nach der Vorschrift das Viskosimeter dadurch mit Wasser gefüllt werden, daß man den mit Wasser bis zum Rand gefüllten Meßkolben in das Viskosimeter entleert.

Die Vorschrift, daß für die Prüfung des Englerschen Zähigkeitsmessers ein auf Ausguß eingerichteter Kolben zu benutzen ist, gründet sich auf die „Eichvorschriften für Meßwerkzeuge für chemische Untersuchungen“ vom 2. August 1904 (vgl. Mitt. d. Kais. Normal-Eichungskommission, 2. Reihe, Nr. 17, S. 220), die für Zähigkeitsmesser Kolben auf Ausguß vorschreiben. Man darf hieraus aber nicht herleiten, daß bei der Bestimmung der Zähigkeit von Ölen mit dem Englerschen Viskosimeter auf Ausguß geeichte Kolben verwendet werden müßten. Denn man kann in diesem Falle den Kolben auf Ausguß nicht wie bei Wasser dadurch auf Einguß verwendbar machen, daß man ihn mit Öl benetzt, da die an der Gefäßwand haftende Flüssigkeitsmenge bei Öl eine andere ist als bei Wasser, das zur Bestimmung des Rauminhaltes diente. Die erwähnte Vorschrift der Eichordnung besteht überdies heute nicht mehr. Man kann also sowohl bei der Bestimmung des Wasserwertes als auch bei Zähigkeitsbestimmungen auf Einguß geeichte Meßkolben benutzen, natürlich in trockenem Zustande. Da diese Kolben aber, wie bereits oben bemerkt, vor jeder Messung des Wasserwertes getrocknet werden müssen, so ist es am vorteilhaftesten, einen Kolben zu benutzen, der zwei Marken, eine untere für Einguß und eine obere für Ausguß, besitzt, denn nach der Bekanntmachung der Normal-Eichungskommission vom 3. August 1909, Art. 14, § 2, Ziffer 3 sind auch Meßgeräte, die zugleich auf Einguß und Ausguß eingerichtet sind, zulässig (vgl. Mitt. d. Normal-Eichungskommission, 3. Reihe, S. 96). Der Satz in den Prüfungsbestimmungen: „Die Meßkolben sollen nur eine Marke bei 200 ccm haben“ ist somit zu streichen.

Für die Benutzung des Kolbens auf Ausguß ist folgende Festsetzung der Eichordnung (a. a. O.) zu beachten: „Meßwerkzeuge mit Mündung neigt man beim Ausgießen allmählich, bis sie sich in möglichst senkrechter Lage befinden. Eine halbe Minute nach Beendigung des zusammenhängenden Ausflusses streicht man die Mündung an dem die Füllung aufnehmenden Gefäße ab.“ Der Satz in den Prüfungsvorschriften: „Vor jedesmaligem Gebrauche läßt man sie 1 Min. austropfen“ trifft also nicht mehr zu.

4. Fehlergrenzen von Viskositätsbestimmungen.

Im Materialprüfungswesen ergibt sich häufig die Aufgabe festzustellen, ob der Unterschied zwischen den an verschiedenen Prüfungsstellen gefundenen Ergebnissen auf experimentellen Fehlern oder auf Verschiedenheiten des Probematerials beruht, sei es, daß diese von vornherein bestanden haben oder sei es, daß sie in der Zwischenzeit entstanden sind. Hierzu bedarf es der Kenntnis der Fehlergrenze des in Betracht kommenden Prüfungsverfahrens. Ähnlich liegt der Fall, wenn es sich um die Prüfung von Lieferungsproben im Vergleich zur Angebotsprobe (Kaufprobe) handelt oder wenn das Material von den Lieferungsbedingungen abweicht. Immer ist es für die Prüfungsstelle von großer Wichtigkeit, zuverlässige Anhaltspunkte für die Genauigkeit des angewandten Prüfungsverfahrens und für die Fehlerhöchstgrenze zu besitzen.

Keine Messung ist bekanntlich fehlerfrei, wie sich bei Wiederholung der Messung oder bei der Messung von mathematisch bedingten Größen zeigt. Die Fehler aber sind verschiedener Art. Regelmäßige oder systematische Fehler sind Fehler, die immer in demselben Sinne wirken, z. B. falsche Anzeigen des Apparates oder grundsätzliche Irrtümer des Beobachters. Sogenannte grobe Fehler entstehen durch Fahrlässigkeit des Beobachters und sind der mathematischen Behandlung überhaupt nicht zugänglich. Fehler, die durch Unvollkommenheit der menschlichen Sinne bedingt sind und deshalb durch keine noch so große Sorgfalt völlig zum Verschwinden gebracht werden können, sind zufällige, unregelmäßige oder unvermeidliche Beobachtungsfehler. Sie sind mit gleicher Wahrscheinlichkeit positiv oder

Digitized by Google

negativ. Nur um diese Fehler handelt es sich in den folgenden Rechnungen.

Der Viskositätsbestimmung mit dem Englerschen Viskositätsmeter liegt die Funktion

$$z = f(t, \tau) = \frac{t}{\tau} \qquad (1)$$

zugrunde, in der z die Zähigkeit, t und τ die Ausflußzeiten von Öl und Wasser bedeuten. Läßt man t um den Fehler ε_t, τ um den Fehler ε_τ wachsen oder abnehmen, so erhält man das fehlerhafte Ergebnis

$$z' = f(t \pm \varepsilon_t, \tau \pm \varepsilon_\tau). \qquad (2)$$

Der Fehler in z ist

$$z' - z = \Delta z = f(t \pm \varepsilon_\tau, \tau \pm \varepsilon_\tau) - f(t, \tau). \qquad (3)$$

Entwickelt man nach dem Taylorschen Satze in eine Reihe, vernachlässigt die mit den höheren Potenzen der Fehler behafteten Glieder, so geht (3) über in

$$\Delta z = \pm \frac{f'(t,\tau)}{\delta t} \varepsilon_t \pm \frac{f'(t,\tau)}{\delta \tau} \varepsilon_\tau. \qquad (4)$$

Die Differentiation der Funktion $\frac{t}{\tau}$ nach t ergibt: $\frac{1}{\tau}$ nach τ: $-\frac{t}{\tau^2}$. Demnach ist

$$\Delta z = \pm \frac{1}{\tau} \varepsilon_t \mp \frac{t}{\tau^2} \varepsilon_\tau. \qquad 4\,a$$

Das Fehlermaximum tritt offenbar ein, wenn die Fehler ε_t und ε_τ in Gleichung (4a) entgegengesetztes Vorzeichen haben. In diesem Falle ist

$$\Delta z = \pm \left(\frac{1}{\tau} \varepsilon_t + \frac{t}{\tau^2} \varepsilon_\tau \right).$$

Setzt man $t = \tau z$, so wird

$$\Delta z = \pm \frac{\varepsilon_t + \varepsilon_\tau z}{\tau}. \qquad (5)$$

Da man die wahren Fehler ε nicht erkennt, so muß man an deren Stelle den aus der Ausgleichung erhaltenen mittleren Fehler setzen. Dieser ist für die Ausflußzeit des Öls der mittlere Fehler m_t einer Einzelbestimmung, für den Wasserwert oder Eichwert des Viskosimeters, da dieser nach den Vorschriften über die Eichung als Mittel aus 6 Einzelbeobachtungen bestimmt wird, der mittlere Fehler des arithmetischen Mittels. Ist m_τ der mittlere Fehler einer Einzelbestimmung der Ausflußzeit des Wassers, so ist der mittlere Fehler des Mittels aus 6 Beobachtungen $\frac{m_\tau}{\sqrt{6}}$.

Ferner ist zu berücksichtigen, daß Δz nicht als mittlerer, sondern als Höchstwert bestimmt werden soll. Demnach darf man an die Stelle der ε auch nicht m_t und $\frac{m_\tau}{\sqrt{6}}$ setzen, sondern den Höchstwert des Fehlers, der bei einer Einzelbestimmung der Ausflußzeit des Öles bzw. bei der Bestimmung des Wasserwertes, bei Anwendung aller Sorgfalt möglich ist. Daß dieser Höchstwert eine bestimmte Grenze nicht überschreitet, unterliegt keinem Zweifel. Die Methode der kleinsten Quadrate bietet unmittelbar zwar keine Möglichkeit, diese Grenze zu bestimmen, aber es ergibt sich aus indirekten Methoden, daß die Grenze etwa beim Dreifachen des mittleren Fehlers erreicht wird. Führt man $3\,m_t$ bzw. $3\frac{m_\tau}{\sqrt{6}}$ in Gleichung (5) für die wahren Fehler ε ein und setzt gleichzeitig für den Eichwert τ den Näherungswert 50, so erhält man

$$\Delta z_{max} = \pm \frac{3m_t + \frac{3m_\tau}{\sqrt{6}} z}{50}.$$

Hierin ist m_τ als Konstante zu betrachten, da ja der Eichwert, wenn er auch von Zeit zu Zeit neu bestimmt wird, sich doch nur wenig ändert, was auch für seinen mittleren Fehler gilt, der im vorliegenden Fall durch Versuche zu 0,2 Sek. bestimmt wurde. Somit erhält man endgültig:

$$\Delta z_{max} = \pm (0{,}06\, m_t + 0{,}005 z) \qquad (6)$$

Somit erübrigt sich noch, m_t für jedes z zu bestimmen. Durch eine Reihe von Versuchen wurden die in folgender Tabelle enthaltenen Ergebnisse gefunden, aus denen sich durch Interpolation für jeden beliebigen anderen Wert der Zähigkeit der Höchstfehler entnehmen läßt.

Fehlergrenzen für Zähigkeitsbestimmungen von Ölen mit dem Englerschen Viskosimeter.

Größenordnung der Zähigkeit	Mittlerer Fehler der Ausflußzeit des Öles in Sekunden	Höchstfehler in der Zähigkeit gemäß Formel (6)
5	± 1,3	± 0,10
10	± 1,7	± 0,15
20	± 2,4	± 0,25
30	± 3,3	± 0,35
40	± 4,3	± 0,45
50	± 5,6	± 0,60
60	± 7,8	± 0,75
70	± 11,2	± 1,0
80	± 17,3	± 1,5
90	± 26,8	± 2,0
100	± 39	± 2,8

Die Analyse der Kaltasphalte.

Von **J. Marcusson.**

Die Verwendung der Kaltasphalte hat in neuerer Zeit sehr an Bedeutung gewonnen. Man versteht unter Kaltasphalten wäßrige Emulsionen natürlicher oder künstlicher Asphalte, bei denen das sonst wasserunlösliche Bitumen in kolloider Form mittels Emulgatoren in der Schwebe gehalten wird. Als Emulgatoren kommen hauptsächlich Seifen von Fett-, Harz- und Naphtensäuren, ferner Ton und Sulfitlauge in Betracht. Die Analyse der Kaltasphalte ist oftmals recht verwickelt. Die wichtigste Bestimmung ist die Feststellung des Bitumengehaltes; das Bitumen läßt sich aus der Emulsion mit Benzol nicht ausziehen, durch Mineralsäure tritt zwar Abscheidung ein, gleichzeitig fallen aber die vom Emulgator herrührenden Säuren aus. Die Bitumenbestimmung erfolgte im Materialprüfungsamt früher in der Weise, daß der zu prüfende Kaltasphalt mit Benzol und 50proz. Alkohol geschüttelt wurde. Dabei gingen die vorhandenen Seifen in die alkoholische Schicht über.

Digitized by Google

Bei dieser Arbeitsweise entstanden aber sehr schwer trennbare Emulsionen. Einfach und bequem kommt man dagegen folgendermaßen zum Ziel:

10 g Kaltasphalt werden mit 25 ccm 96proz. Alkohol unter Umschütteln allmählich versetzt. Durch den Alkohol wird das Bitumen ausgeflockt und ballt sich zusammen. Die alkoholische Lösung wird abgetrennt, hinterher wird mit 10 ccm Alkohol nachgewaschen. In der alkoholischen Lösung finden sich neben Emulgatoren geringe Mengen öliger, zum Bitumen gehöriger Bestandteile. Um letztere der Bestimmung zugänglich zu machen, versetzt man die vereinigten alkoholischen Auszüge nach Filtration mit 20 ccm Wasser und schüttelt mit Benzol aus, wobei auftretende Emulsionen durch Alkohol geklärt werden. Die Benzollösung setzt man zu dem Bitumen hinzu, filtriert etwa unlöslich bleibende Anteile ab, verdampft das Lösungsmittel, trocknet und wägt. Bei der Bitumenbestimmung ist zu berücksichtigen, daß nach neueren Festsetzungen die löslichen Anteile der Stein- und Braunkohlenteere nicht mehr als „Bitumen" angesprochen werden, diese Bezeichung soll vielmehr dem Natur- und Erdölasphalt vorbehalten bleiben. Eine Untersuchung des abgeschiedenen Benzollöslichen auf Teere und Teerpeche ist daher unumgänglich. Sie erfolgt mittels der Graefeschen Diazobenzolchloridreaktion. Tritt Rotfärbung oder Bildung eines roten Niederschlages ein, so sind Teerprodukte zugegen. Ob gleichzeitig Bitumen vorliegt, läßt sich durch die Sulfurierungsprobe des Verfassers nachweisen, bei der 3 g der benzollöslichen Stoffe mit 6 ccm konzentrierter Schwefelsäure $^3/_4$ St. im Wasserbade unter mehrfachem Umrühren erwärmt werden. Nach dem Erkalten spült man das Reaktionsprodukt mit etwa 500 ccm Wasser in einen Erlenmeyerkolben. War nur Steinkohlenteer oder -pech zugegen, so erhält man nahezu vollständige Lösung, ein Zusatz von Bitumen bedingt in der wäßrigen Flüssigkeit einen schwarzen Niederschlag, dessen Menge Anhaltspunkte für die Beurteilung des prozentualen Bitumenzusatzes liefert, sofern nicht Braunkohlenteerpeche zugegen sind. Diese bilden, ebenso wie Bitumen, wasserunlösliche Additionsprodukte, verraten sich jedoch (bei Abwesenheit von Steinkohlenteer) durch die Diazoprobe.

Neben der Feststellung des Bitumengehaltes ist die Kennzeichnung des Emulgators von Bedeutung. Lagen als Emulgierungsmittel Seifen vor, was meistens der Fall ist, so dampft man die alkoholische, bei der Bestimmung des Bitumengehalts erhältliche Lösung zur Trockne, nimmt mit Wasser auf und scheidet die Säuren ab. Diese können Fett-, Harz- oder Naphtensäuren sein. Harzsäuren werden durch die Morawskische Reaktion erkannt, Naphtensäuren bilden im Gegensatz zu den Fettsäuren mit Formaldehyd und Schwefelsäure ätherunlösliche Formolite und lösen sich in Form ihrer Kupferseifen mit grüner Farbe in Benzin auf.

An Stelle von Natron- und Kaliseifen werden hier und da Ammoniakseifen verwandt. In diesem Falle tritt beim Erwärmen der Emulsion mit Natronlauge Ammoniakgeruch auf, der alkoholische Auszug liefert beim Eindampfen nicht wasserlösliche Seife, sondern, infolge Dissoziation, wasserunlösliche Fettsäuren.

Bestand der Emulgator aus Ton, so bleibt dieser bei der Bitumenbestimmung benzolunlöslich zurück. Sulfitlauge geht bei der Ausfällung des Bitumens zum Teil ebenso wie Seife in die alkoholische Lösung über, ein Teil verbleibt dagegen beim Bitumen und kann von diesem durch Benzol getrennt werden. Am einfachsten isoliert man größere, zur Kennzeichnung ausreichende Mengen der Sulfitlauge folgendermaßen: 50 ccm der Kaltasphaltemulsion werden mit dem gleichen Raumteil 70proz. Alkohol versetzt und kurze Zeit im Dampfbade erwärmt. Dann wird filtriert und das Filtrat eingedampft. Man erhält eine feste, dunkelbraune Masse, die nachfolgende Reaktionen gibt: Auf Zusatz überschüssiger, verdünnter Salzsäure entsteht ein hellfarbiger Niederschlag von Ligninsulfosäure. Der Niederschlag wird nicht wie Fett- und Harzsäure von Benzol oder Äther aufgenommen. Erwärmt man mit der verdünnten Säure, so färbt sich der Niederschlag unter tiefgreifender Zersetzung dunkel, gleichzeitig tritt Geruch nach schwefliger Säure auf. Konzentrierte Salzsäure bedingt schon in der Kälte die angegebene Zersetzung. In der salzsauren Lösung kann man mittels Ammoniak und Ammonkarbonat oder Oxalat beträchtliche Mengen Kalk nachweisen. Alkohol fällt aus einer wäßrigen Lösung der Sulfitlauge ligninsulfosauren Kalk aus, der abfiltriert und als solcher gekennzeichnet werden kann; er löst sich in Wasser und spaltet beim Erhitzen mit Salzsäure wie Natronlauge schweflige Säure ab. Fehlingsche Lösung wird von der Sulfitlauge stark reduziert, die α-Naphtol-Schwefelsäurereaktion auf Kohlehydrate tritt deutlich ein.

Der dritte Hauptbestandteil der Asphaltemulsionen, das Wasser, wird am sichersten nach dem Xylolverfahren ermittelt. In der nachfolgenden Tabelle sind die Ergebnisse der Untersuchung von 6 Kaltasphalten zusammengestellt. Der Bitumengehalt lag zwischen 30 und 53%, der Seifengehalt zwischen 0,7 und 3%, der Wassergehalt zwischen 31 und 68%. Bei einer Probe bestand der Emulgator aus Sulfitlauge. Diese Emulsion gab bei der Diazoreaktion starke Rotfärbung; daher wurde zunächst angenommen, daß Teer zugegen sei. Im Laufe der weiteren Untersuchung fiel jedoch auf, daß die abgeschiedenen, in Benzol löslichen, bituminösen Stoffe bei der Sulfurierungsprobe nicht in wasserlösliche Verbindungen überführbar waren, sondern unlösliche Additionsprodukte bildeten; sie reagierten auch im Gegensatz zu der ursprünglichen Probe nicht mit Diazobenzolchlorid. Es stellte sich heraus, daß Sulfitlauge infolge ihres Gehaltes an phenolartigen Körpern sehr starke Diazoreaktion gibt und demzufolge einen Teergehalt der Emulsion vortäuscht. Auf diese Verhältnisse ist bei der Beurteilung der Kaltasphalte Rücksicht zu nehmen.

Zusammensetzung von 6 Kalkasphalten.

Lfd. Nr	Bitumen %	Emulgator %	Emulgator Art	Wasser %	Teere und Teerpeche
1	30	2	Alkaliseife	68	nicht zugegen
2	46,9	0,7	desgl.	51,6	desgl.
3	47	3	desgl.	49	desgl.
4	47,1	0,7	desgl.	51	desgl.
5	52,5	—	—	41	desgl.
6	49,2	—	Sulfitlauge	31,5	desgl.

Digitized by Google

negativ. Nur um diese Fehler handelt es sich in den folgenden Rechnungen.

Der Viskositätsbestimmung mit dem Englerschen Viskositätsmeter liegt die Funktion

$$z = f(t, \tau) = \frac{t}{\tau} \qquad (1)$$

zugrunde, in der z die Zähigkeit, t und τ die Ausflußzeiten von Öl und Wasser bedeuten. Läßt man t um den Fehler ε_t, τ um den Fehler ε_τ wachsen oder abnehmen, so erhält man das fehlerhafte Ergebnis

$$z' = f(t \pm \varepsilon_t, \tau \pm \varepsilon_\tau). \qquad (2)$$

Der Fehler in z ist

$$z' - z = \Delta z = f(t \pm \varepsilon_\tau, \tau \pm \varepsilon_\tau) - f(t, \tau). \qquad (3)$$

Entwickelt man nach dem Taylorschen Satze in eine Reihe, vernachlässigt die mit den höheren Potenzen der Fehler behafteten Glieder, so geht (3) über in

$$\Delta z = \pm \frac{f'(t,\tau)}{\delta t} \varepsilon_t \pm \frac{f'(t,\tau)}{\delta \tau} \varepsilon_\tau. \qquad (4)$$

Die Differentiation der Funktion $\frac{t}{\tau}$ nach t ergibt: $\frac{1}{\tau}$ nach τ: $-\frac{t}{\tau^2}$. Demnach ist

$$\Delta z = \pm \frac{1}{\tau} \varepsilon_t \mp \frac{t}{\tau^2} \varepsilon_\tau. \qquad 4\,a$$

Das Fehlermaximum tritt offenbar ein, wenn die Fehler ε_t und ε_τ in Gleichung (4a) entgegengesetztes Vorzeichen haben. In diesem Falle ist

$$\Delta z = \pm \left(\frac{1}{\tau} \varepsilon_t + \frac{t}{\tau^2} \varepsilon_\tau \right).$$

Setzt man $t = \tau z$, so wird

$$\Delta z = \pm \frac{\varepsilon_t + \varepsilon_\tau z}{\tau}. \qquad (5)$$

Da man die wahren Fehler ε nicht erkennt, so muß man an deren Stelle den aus der Ausgleichung erhaltenen mittleren Fehler setzen. Dieser ist für die Ausflußzeit des Öls der mittlere Fehler m_t einer Einzelbestimmung, für den Wasserwert oder Eichwert des Viskosimeters, da dieser nach den Vorschriften über die Eichung als Mittel aus 6 Einzelbeobachtungen bestimmt wird, der mittlere Fehler des arithmetischen Mittels. Ist m_τ der mittlere Fehler einer Einzelbestimmung der Ausflußzeit des Wassers, so ist der mittlere Fehler des Mittels aus 6 Beobachtungen $\frac{m_\tau}{\sqrt{6}}$.

Ferner ist zu berücksichtigen, daß Δz nicht als mittlerer, sondern als Höchstwert bestimmt werden soll. Demnach darf man an die Stelle der ε auch nicht m_t und $\frac{m_\tau}{\sqrt{6}}$ setzen, sondern den Höchstwert des Fehlers, der bei einer Einzelbestimmung der Ausflußzeit des Öles bzw. bei der Bestimmung des Wasserwertes, bei Anwendung aller Sorgfalt möglich ist. Daß dieser Höchstwert eine bestimmte Grenze nicht überschreitet, unterliegt keinem Zweifel. Die Methode der kleinsten Quadrate bietet unmittelbar zwar keine Möglichkeit, diese Grenze zu bestimmen, aber es ergibt sich aus indirekten Methoden, daß die Grenze etwa beim Dreifachen des mittleren Fehlers erreicht wird. Führt man $3\,m_t$ bzw. $3\frac{m_\tau}{\sqrt{6}}$ in Gleichung (5) für die wahren Fehler ε ein und setzt gleichzeitig für den Eichwert τ den Näherungswert 50, so erhält man

$$\Delta z_{max} = \pm \frac{3 m_t + \frac{3 m_\tau}{\sqrt{6}} z}{50}.$$

Hierin ist m_τ als Konstante zu betrachten, da ja der Eichwert, wenn er auch von Zeit zu Zeit neu bestimmt wird, sich doch nur wenig ändert, was auch für seinen mittleren Fehler gilt, der im vorliegenden Fall durch Versuche zu 0,2 Sek. bestimmt wurde. Somit erhält man endgültig:

$$\Delta z_{max} = \pm (0{,}06\, m_t + 0{,}005 z) \qquad (6)$$

Somit erübrigt sich noch, m_t für jedes z zu bestimmen. Durch eine Reihe von Versuchen wurden die in folgender Tabelle enthaltenen Ergebnisse gefunden, aus denen sich durch Interpolation für jeden beliebigen anderen Wert der Zähigkeit der Höchstfehler entnehmen läßt.

Fehlergrenzen für Zähigkeitsbestimmungen von Ölen mit dem Englerschen Viskosimeter.

Größenordnung der Zähigkeit	Mittlerer Fehler der Ausflußzeit des Öles in Sekunden	Höchstfehler in der Zähigkeit gemäß Formel (6)
5	± 1,3	± 0,10
10	± 1,7	± 0,15
20	± 2,4	± 0,25
30	± 3,3	± 0,35
40	± 4,3	± 0,45
50	± 5,6	± 0,60
60	± 7,8	± 0,75
70	± 11,2	± 1.0
80	± 17,3	± 1,5
90	± 26,8	± 2,0
100	± 39	± 2,8

Die Analyse der Kaltasphalte.

Von J. Marcusson.

Die Verwendung der Kaltasphalte hat in neuerer Zeit sehr an Bedeutung gewonnen. Man versteht unter Kaltasphalten wäßrige Emulsionen natürlicher oder künstlicher Asphalte, bei denen das sonst wasserunlösliche Bitumen in kolloider Form mittels Emulgatoren in der Schwebe gehalten wird. Als Emulgatoren kommen hauptsächlich Seifen von Fett-, Harz- und Naphtensäuren, ferner Ton und Sulfitlauge in Betracht. Die Analyse der Kaltasphalte ist oftmals recht verwickelt. Die wichtigste Bestimmung ist die Feststellung des Bitumengehaltes; das Bitumen läßt sich aus der Emulsion mit Benzol nicht ausziehen, durch Mineralsäure tritt zwar Abscheidung ein, gleichzeitig fallen aber die vom Emulgator herrührenden Säuren aus. Die Bitumenbestimmung erfolgte im Materialprüfungsamt früher in der Weise, daß der zu prüfende Kaltasphalt mit Benzol und 50proz. Alkohol geschüttelt wurde. Dabei gingen die vorhandenen Seifen in die alkoholische Schicht über.

Digitized by Google

Bei dieser Arbeitsweise entstanden aber sehr schwer trennbare Emulsionen. Einfach und bequem kommt man dagegen folgendermaßen zum Ziel:

10 g Kaltasphalt werden mit 25 ccm 96proz. Alkohol unter Umschütteln allmählich versetzt. Durch den Alkohol wird das Bitumen ausgeflockt und ballt sich zusammen. Die alkoholische Lösung wird abgetrennt, hinterher wird mit 10 ccm Alkohol nachgewaschen. In der alkoholischen Lösung finden sich neben Emulgatoren geringe Mengen öliger, zum Bitumen gehöriger Bestandteile. Um letztere der Bestimmung zugänglich zu machen, versetzt man die vereinigten alkoholischen Auszüge nach Filtration mit 20 ccm Wasser und schüttelt mit Benzol aus, wobei auftretende Emulsionen durch Alkohol geklärt werden. Die Benzollösung setzt man zu dem Bitumen hinzu, filtriert etwa unlöslich bleibende Anteile ab, verdampft das Lösungsmittel, trocknet und wägt. Bei der Bitumenbestimmung ist zu berücksichtigen, daß nach neueren Festsetzungen die löslichen Anteile der Stein- und Braunkohlenteere nicht mehr als „Bitumen" angesprochen werden, diese Bezeichung soll vielmehr dem Natur- und Erdölasphalt vorbehalten bleiben. Eine Untersuchung des abgeschiedenen Benzollöslichen auf Teere und Teerpeche ist daher unumgänglich. Sie erfolgt mittels der Graefeschen Diazobenzolchloridreaktion. Tritt Rotfärbung oder Bildung eines roten Niederschlages ein, so sind Teerprodukte zugegen. Ob gleichzeitig Bitumen vorliegt, läßt sich durch die Sulfurierungsprobe des Verfassers nachweisen, bei der 3 g der benzollöslichen Stoffe mit 6 ccm konzentrierter Schwefelsäure $^3/_4$ St. im Wasserbade unter mehrfachem Umrühren erwärmt werden. Nach dem Erkalten spült man das Reaktionsprodukt mit etwa 500 ccm Wasser in einen Erlenmeyerkolben. War nur Steinkohlenteer oder -pech zugegen, so erhält man nahezu vollständige Lösung, ein Zusatz von Bitumen bedingt in der wäßrigen Flüssigkeit einen schwarzen Niederschlag, dessen Menge Anhaltspunkte für die Beurteilung des prozentualen Bitumenzusatzes liefert, sofern nicht Braunkohlenteerpeche zugegen sind. Diese bilden, ebenso wie Bitumen, wasserunlösliche Additionsprodukte, verraten sich jedoch (bei Abwesenheit von Steinkohlenteer) durch die Diazoprobe.

Neben der Feststellung des Bitumengehaltes ist die Kennzeichnung des Emulgators von Bedeutung. Lagen als Emulgierungsmittel Seifen vor, was meistens der Fall ist, so dampft man die alkoholische, bei der Bestimmung des Bitumengehalts erhältliche Lösung zur Trockne, nimmt mit Wasser auf und scheidet die Säuren ab. Diese können Fett-, Harz- oder Naphtensäuren sein. Harzsäuren werden durch die Morawskische Reaktion erkannt, Naphtensäuren bilden im Gegensatz zu den Fettsäuren mit Formaldehyd und Schwefelsäure ätherunlösliche Formolite und lösen sich in Form ihrer Kupferseifen mit grüner Farbe in Benzin auf.

An Stelle von Natron- und Kaliseifen werden hier und da Ammoniakseifen verwandt. In diesem Falle tritt beim Erwärmen der Emulsion mit Natronlauge Ammoniakgeruch auf, der alkoholische Auszug liefert beim Eindampfen nicht wasserlösliche Seife, sondern, infolge Dissoziation, wasserunlösliche Fettsäuren.

Bestand der Emulgator aus Ton, so bleibt dieser bei der Bitumenbestimmung benzolunlöslich zurück. Sulfitlauge geht bei der Ausfällung des Bitumens zum Teil ebenso wie Seife in die alkoholische Lösung über, ein Teil verbleibt dagegen beim Bitumen und kann von diesem durch Benzol getrennt werden. Am einfachsten isoliert man größere, zur Kennzeichnung ausreichende Mengen der Sulfitlauge folgendermaßen: 50 ccm der Kaltasphaltemulsion werden mit dem gleichen Raumteil 70proz. Alkohol versetzt und kurze Zeit im Dampfbade erwärmt. Dann wird filtriert und das Filtrat eingedampft. Man erhält eine feste, dunkelbraune Masse, die nachfolgende Reaktionen gibt: Auf Zusatz überschüssiger, verdünnter Salzsäure entsteht ein hellfarbiger Niederschlag von Ligninsulfosäure. Der Niederschlag wird nicht wie Fett- und Harzsäure von Benzol oder Äther aufgenommen. Erwärmt man mit der verdünnten Säure, so färbt sich der Niederschlag unter tiefgreifender Zersetzung dunkel, gleichzeitig tritt Geruch nach schwefliger Säure auf. Konzentrierte Salzsäure bedingt schon in der Kälte die angegebene Zersetzung. In der salzsauren Lösung kann man mittels Ammoniak und Ammonkarbonat oder Oxalat beträchtliche Mengen Kalk nachweisen. Alkohol fällt aus einer wäßrigen Lösung der Sulfitlauge ligninsulfosauren Kalk aus, der abfiltriert und als solcher gekennzeichnet werden kann; er löst sich in Wasser und spaltet beim Erhitzen mit Salzsäure wie Natronlauge schweflige Säure ab. Fehlingsche Lösung wird von der Sulfitlauge stark reduziert, die α-Naphtol-Schwefelsäurereaktion auf Kohlehydrate tritt deutlich ein.

Der dritte Hauptbestandteil der Asphaltemulsionen, das Wasser, wird am sichersten nach dem Xylolverfahren ermittelt. In der nachfolgenden Tabelle sind die Ergebnisse der Untersuchung von 6 Kaltasphalten zusammengestellt. Der Bitumengehalt lag zwischen 30 und 53%, der Seifengehalt zwischen 0,7 und 3%, der Wassergehalt zwischen 31 und 68%. Bei einer Probe bestand der Emulgator aus Sulfitlauge. Diese Emulsion gab bei der Diazoreaktion starke Rotfärbung; daher wurde zunächst angenommen, daß Teer zugegen sei. Im Laufe der weiteren Untersuchung fiel jedoch auf, daß die abgeschiedenen, in Benzol löslichen, bituminösen Stoffe bei der Sulfurierungsprobe nicht in wasserlösliche Verbindungen überführbar waren, sondern unlösliche Additionsprodukte bildeten; sie reagierten auch im Gegensatz zu der ursprünglichen Probe nicht mit Diazobenzolchlorid. Es stellte sich heraus, daß Sulfitlauge infolge ihres Gehaltes an phenolartigen Körpern sehr starke Diazoreaktion gibt und demzufolge einen Teergehalt der Emulsion vortäuscht. Auf diese Verhältnisse ist bei der Beurteilung der Kaltasphalte Rücksicht zu nehmen.

Zusammensetzung von 6 Kalkasphalten.

Lfd. Nr	Bitumen	Emulgator		Wasser	Teere und Teerpeche
	%	%	Art	%	
1	30	2	Alkaliseife	68	nicht zugegen
2	46,9	0,7	desgl.	51,6	desgl.
3	47	3	desgl.	49	desgl.
4	47,1	0,7	desgl.	51	desgl.
5	52,5	—	—	41	desgl.
6	49,2	—	Sulfitlauge	31,5	desgl.

Digitized by Google

Der chemische Aufbau der Braunkohlen[1].

Von **J. Marcusson.**

Braunkohlen enthalten durchschnittlich 69% Kohlenstoff, 5,5% Wasserstoff, 25% Sauerstoff und 0,8% Stickstoff (bezogen auf Reinkohle).

In Verfolg von Untersuchungen über die Vorgänge bei der Vermoderung des Holzes und bei der Torfbildung ist es jetzt gelungen, einen tieferen Einblick in den chemischen Aufbau der Braunkohlen zu gewinnen. Als Bestandteile der Braunkohlen sind neben Wasser und Mineralstoffen erkannt: Wachse, Harze, freie Huminsäuren, Huminsäureanhydride, Huminketone, wasserlösliche Aldehydkarbonsäuren, Essigsäure, Lignin und Zellulose. Die Trennung dieser Bestandteile voneinander und ihre quantitative Bestimmung erfolgt folgendermaßen:

Zunächst werden mit Tetrachlorkohlenstoff Wachs- und Harzstoffe ausgezogen. Tetra hat von allen bekannten Solventien für Braunkohlenbitumen das größte Lösungsvermögen. Die Trennung von Wachs und Harz geschieht mit Äther-Alkohol bei erniedrigter Temperatur; die Wachsstoffe bleiben ungelöst. Aus der entbituminierten Kohle werden durch Ammoniak bei Zimmerwärme die freien Huminsäuren ausgezogen, eine zweite Probe wird mit 1proz. Natronlauge eine Stunde im Wasserbade erwärmt. Schon bei dieser milden Behandlung hydratisieren sich die Huminsäureanhydride; aus der alkalischen Lösung gewinnt man durch schwaches Ansäuern mit $^1/_2$-n-Salzsäure die vorliegenden Gesamthuminsäuren, von denen behufs Berechnung der Anhydride die freien Säuren in Abzug gebracht werden.

Die vom Huminsäureniederschlage abfiltrierte salzsaure Lösung dampft man bei niedriger Temperatur, evtl. unter Luftverdünnung, ein und nimmt den Rückstand behufs Abtrennung von Kochsalz mit 80proz. Alkohol auf. Nach dem Abdampfen des Alkohols wiederholt man die Behandlung mit kleinen Mengen Lösungsmittel, bringt dann zur Trockne und wägt. Von dem erhaltenen Gewicht zieht man den Aschengehalt ab und erfährt so den Prozentgehalt an wasserlöslichen Aldehydkarbonsäuren.

Die in 1proz. Natronlauge unlöslichen Anteile der Braunkohle können Lignin, Huminketone und Zellulose enthalten. Zur näheren Kennzeichnung behandelt man das Material nach Willstätter-Krull mit hochkonzentrierter Salzsäure, welche die Zellulose leicht löst. Die Trennung von Huminketonen und Lignin begegnete anfangs Schwierigkeiten; sie gelang mit Hilfe von Resorzin. Das Lignin-Humingemisch wird unter Rühren in 3 bis 4 Teile geschmolzenes Resorzin bei etwa 170° eingetragen und etwa 10 Min. auf dieser Temperatur gehalten. Dann läßt man erkalten und verdünnt mit erwärmtem Alkohol. Das gebildete Resorzin-Lignin geht in Lösung, die Huminketone werden abfiltriert, mit heißem Alkohol ausgewaschen und getrocknet. Etwaige Asche wird in Abzug gebracht.

Die Zellulose bestimmt man zweckmäßig nicht im Alkaliunlöslichen, sondern direkt in der entbituminierten Kohle, und zwar nach dem gewichtsanalytischen Verfahren von Croß und Bevan durch Chlorierung. Zur Bestimmung der flüchtigen Säuren (hauptsächlich Essigsäure) verwendet man die ursprüngliche Kohle; diese wird mit Lauge verseift und hierauf mit Schwefel-

[1] Original in Z. f. angew. Chem. 1927, S. 1104.

Ergebnisse der Untersuchung von 6 Braunkohlen.

Art der Kohle	Fundort	Äußere Beschaffenheit	Bitumen %	Freie Huminsäure %	Huminsäureanhydride %	Huminketone %	Zellulose (pentosanhaltig) %	Lignin %	Wasserlösliche Aldehydcarbonsäuren %	Flüchtige Fettsäuren (Essigsäure) %	Wasser %	Asche %
Lignite	Niederlausitz Miocän	Braune, fest zusammenhängende Masse von Holzstruktur	0,7	4,5	12,5	4,5	26,0	28,0	7,4	3,2	9,0	1,5
	Mitteldeutsches Braunkohlenvorkommen	Braune, fest zusammenhängende Masse von ausgesprochener Holzstruktur, z. T. mit Borke bedeckt	0,7	2,5	37,5	1,4	10,0	30,6	3.1	1,4	7,3	1,7
Erdige Braunkohle	Grube Ilse	hellbraun, matt, erdig	5,3	29,0	32,4	4,3	0,6	6,4	2,6	0,6	9,7	10,5
Hochwertige böhmische Braunkohle	Kaaden bei Komotau	Dunkelbraune, fest zusammenhängendeMasse, an einzelnen Stellen glänzend	1,2	Spuren	19,6	51,9	2,6	6,3	0,9	1,0	11,0	6,2
Alkalilösliche Braunkohle	Wellmitz (Lausitz)	braun, matt, erdig	6,4	63,8	0	0,7	1,0	1,0	1,5	1,4	13,6	9,5
	Schermeisel (Mark)	Hellbraun, matt, deutliche Holzstruktur	1,5	33,0	0	0,6	15,3	0,9	2,2	0,7	41,0	1,6

Digitized by Google

säure angesäuert. Durch Wasserdampf wird die Essigsäure abgetrieben und im Destillat titriert.

In der angegebenen Weise sind hier vier Braunkohlentypen untersucht, zwei Lignite von gut erhaltener Holzstruktur, eine erdige Braunkohle, eine hochwertige böhmische Kohle und zwei sog. alkalilösliche Braunkohlen. Die Ergebnisse sind in der Tabelle (S. 89) zusammengestellt.

Die aus Baumstämmen gebildeten Lignite enthalten als Hauptbestandteile Huminsäureanhydride (12,5 und 37,5%), Lignin (28 und 30,6%), Zellulose (26 und 10%) sowie wasserlösliche Aldehydkarbonsäuren (7,4 und 3,1%). Bei der erdigen Braunkohle ist die Inkohlung erheblich weiter fortgeschritten. Von der Zellulose finden sich nur noch 0,6%, vom Lignin 6,4%, beide Urstoffe sind größtenteils in Huminsäuren (29%) und Huminsäureanhydride (32,4%) übergegangen. Der Gehalt an Huminketonen beträgt 4,3%. Es handelt sich um eine junge Kohle. Die Menge der Huminketone steigt mit dem Alter. Die hochwertige böhmische Kohle, welche weit älter ist als die geprüften deutschen Vorkommen, besteht zu 51,9% aus Huminketonen, daneben finden sich 19,6% Huminsäureanhydride, 6,3% Lignin und 2,6% Zellulose.

Die alkalilöslichen Kohlen unterscheiden sich von den übrigen Typen dadurch, daß sie schon in Soda und verdünntem Ammoniak größtenteils löslich sind; sie finden sich hauptsächlich im Ausgehenden der Kohlenflöze und sind eine Vorstufe, nicht, wie die Geologen zum Teil annehmen, ein sekundäres Umwandlungsprodukt der normalen Braunkohle. Huminsäureanhydride und Huminketone fehlen, den Hauptbestandteil bilden freie Huminsäuren. Die Zellulose ist in Form von Oxyzellulose zugegen. So erklärt es sich, daß die Probe von Schermeisel, obwohl sie 15,3% Zellulose enthält, in kalter 1proz. Sodalösung bis auf 1,9% löslich ist.

Die in den Kohlen vorkommenden wasserlöslichen Aldehydkarbonsäuren reduzieren ammoniakalisches Silbernitrat und Fehlingsche Lösung, geben mit Naphthoresorzin die Tollenssche Glukuronsäurereaktion[1] und entwickeln beim Destillieren mit Salzsäure Furfurol. Es liegt ein Gemisch von Glukuronsäure mit einer dunklen lackartigen Säure vor. Diese läßt sich von der Glukuronsäure dadurch trennen, daß man sie in essigsaurer Lösung fällt, während Glukuron erst durch den basischen Bleiessig niedergeschlagen wird. Die dunkle Säure kann man künstlich aus Glukuronsäure herstellen, indem man eine wäßrige Glukuronsäurelösung in Gegenwart von Alkali auf Watte verteilt und unter einer Glasglocke Sauerstoffgas einwirken läßt. Mithin ist die dunkle Säure ein Autoxydationsprodukt der Glukuronsäure. Beide Säuren sind in den Kohlen nicht frei vorhanden, liegen vielmehr wasserunlöslich in Form gepaarter Glukuronsäuren vor.

Die Huminketone kondensieren sich mit Phenylhydrazin und Semikarbazidchlorhydrat, sie werden durch schmelzendes Kali unter Bildung von Huminsäuren zersetzt und spalten beim Erhitzen Kohlenoxyd ab.

Der Preußischen Geologischen Landesanstalt sei auch an dieser Stelle für Überlassung der hauptsächlichsten Kohlentypen verbindlich gedankt.

[1] Die Reaktion tritt am besten ein, wenn man die Abscheidung der Säuren nicht mit Natronlauge, sondern mit Ammoniak wie folgt vornimmt: Die feingepulverte Kohle wird mit 1proz. Ammoniak eine Zeitlang im Wasserbade erwärmt, dann dampft man in einer Schale zur Trockne, bis der Ammoniakgeruch völlig verschwunden ist, nimmt mit wenig Wasser auf, filtriert, säuert mit verdünnter Salzsäure an, filtriert nochmals und verwendet das so erhaltene Filtrat.

Siegellackprüfungen[1].

Von R. Nitsche.

Für die Prüfung von Siegellack gab es bisher in Deutschland keine Methoden, welche die verschiedenen Siegellackarten schnell und zuverlässig zu charakterisieren gestatteten. Der Mangel an solchen Methoden wurde in den letzten Jahren immer fühlbarer. Der „Reichsbund Deutscher Papier- und Schreibwarenhändler" regte daher an, Prüfungsverfahren für Stangensiegellack auszuarbeiten, die die Grundlage für eine Normung des Siegellacks bilden sollten.

Es lag nahe, von chemischen Prüfmethoden abzusehen, da diese nicht nur zeitraubend und — gemessen am Wert des Prüfungsgegenstandes — zu teuer wären, sondern auch nur unsichere Anhaltspunkte zur Beurteilung der Lackgüte geben würden. Daher wurden lediglich einfache physikalisch-technologische Prüfungen gewählt, die sich eng an die beim praktischen Gebrauch zu stellenden Forderungen anlehnten. Maßgebend in dieser Hinsicht waren folgende Gesichtspunkte:

1. leichtes Brennen der Siegellackstangen;
2. gute Haftfähigkeit des Siegels auf einer bestimmten Papiersorte;
3. Nichtkleben des Siegellacks am Petschaft;
4. günstige Lage des Fließ- und Tropfpunktes des Siegellacks.

Die Brauchbarkeit dieser Kriterien zur einwandfreien Festlegung der Siegellackgüte wurde an einer großen Zahl von Siegellacken geprüft und bewiesen. An Hand der vom Staatlichen Materialprüfungsamt geschaffenen Unterlagen wurden vom Reichsausschuß für Lieferbedingungen (RAL) drei Sorten Siegellack als Normalsiegellacke festgelegt, und zwar ein hochwertiger „Siegellack Normal I" (roter Brieflack), ein geringwertigerer „Siegellack Normal II" (roter Brieflack) und ein „Siegellack Normal III" (brauner Packlack). Zur Prüfung von Normal I wurden die unter 1, 2, 3 und 4 erwähnten Verfahren herangezogen, während zur Prüfung von Normal II und III die unter 2 und 3 erwähnten Verfahren sich als ausreichend erwiesen. Die Verfahren selbst und die an die

[1] Original: Papier-Ztg. Bd. 53, S. 1090, 1126. 1928.

Digitized by Google

einzelnen Siegellackqualitäten zu stellenden Bedingungen sind in den folgenden „Prüfungsvorschriften" eingehend beschrieben.

Prüfungsvorschriften.

Allgemeines.

Papier. Für die Prüfung der Siegellacke sind ausschließlich zu verwenden:

Für Normal I

1. Schreibpapier[1] Normal 2a nach DIN 827, scharf satiniert und
2. Tauenpapier[1], scharf satiniert, wie es zur Herstellung von Geldbriefumschlägen gebraucht wird.

Für Normal II

1. Schreibpapier Normal 4a[1] nach DIN 827, satiniert und
2. Umschlagpapier Normal 5b[1] (1 m^2 = 110 g) nach DIN 827, maschinenglatt.

Für Normal III

Goudronné-Papier[1].

Die Papiere sind auf der glatten Seite zu siegeln.

Temperatur und Feuchtigkeit des Versuchsraumes. Die Prüfung soll in einem Raum vorgenommen werden, der normale Luftfeuchtigkeit (etwa 65% relative Luftfeuchtigkeit) und normale Temperatur (etwa 18 bis 20° C) besitzt.

Die Papiersorten müssen in dem Versuchsraum mindestens zwei Stunden vor der Versuchsausführung lagern, um die Luftfeuchtigkeit des Raumes anzunehmen. (Zu große Feuchtigkeit oder zu große Trockenheit des Papiers beeinträchtigt stark das Haften des Siegels auf Papier.)

Brennbarkeit (nur für Normal I).

Da die gewöhnlich zum Siegeln benutzten Flammen hinsichtlich Wärmemenge und Temperatur schwanken, ist eine Gasflamme zu benutzen, die aus einem Rohr von 1 mm innerem Durchmesser 20 mm hoch brennt (Zündflamme eines Bunsenbrenners). Der Einfluß, den die Verschiedenheit der von den einzelnen Gasanstalten gelieferten Gasarten verursacht, kann vernachlässigt werden. Der Brenner wird in einem Winkel von 45° aufgestellt. Die Siegellackstange wird an dem zu prüfenden Ende durch Schmelzen abgerundet und horizontal auf 2 Stativträger gelegt. Unter die Stange wird ein Papierbogen horizontal ausgebreitet zum Auffangen des abtropfenden Siegellackes.

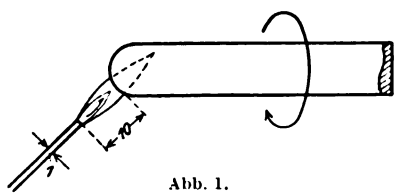


Abb. 1.

Zur Ausführung des Versuchs wird das abgerundete Ende der Siegellackstange der Brennerkante bis auf 10 mm genähert (vgl. Abb. 1). Unter langsamem Drehen um die Längsachse (etwa 5 Umdrehungen in 10 Sek.) wird die Siegellackstange der Flamme 10 Sek. lang ausgesetzt.

Dabei sind zu beobachten

a) Beginn des Brennens } in Sekunden nach Einführung in die Flamme,
b) Beginn des Tropfens }

c) Stärke des Brennens in Stärkegraden 1 bis 3 (1 = schwach, 2 = mittel, 3 = stark brennend). Nach 10 Sek. wird die Flamme entfernt, und es wird notiert:

d) Brenndauer der Stange (nach Entfernen der Flamme) in Sekunden;

Außerdem ist zu beobachten

e) das Verhalten der abgetropften Masse (ungefähre Brenndauer in Sekunden nach dem Abtropfen).

Für jede Versuchsreihe 3 Parallelversuche.

Bedingungen.

a) das Brennen der Siegellackstange hat innerhalb 3 bis 4 Sek. zu erfolgen.

b) Das Tropfen muß innerhalb 6 bis 9 Sek. erfolgen.

Die Zeitdifferenz zwischen Beginn des Tropfens und Beginn des Brennens muß zwischen 5 und 7 Sek. liegen.

c) Der Siegellack muß mittel bis stark brennen (Stärkegrad 2 bis 3).

d) Nach Entfernen der Flamme muß der Siegellack einige Sekunden weiterbrennen.

e) Die abtropfende Masse muß brennend auf das Papier gelangen und einige Sekunden weiterbrennen.

Nichtkleben am Petschaft.

Für den Versuch dient ein Messingpetschaft mit möglichst großer Metallmasse, um eine gleichmäßige Temperatur des Petschaftes während des Versuches zu gewährleisten. Es werden zwei Versuchsreihen durchgeführt:

1. mit einem auf 20°,
2. mit einem auf 40° erwärmten Petschaft.

Zur Prüfung von Normal I muß das Petschaft trocken sein; bei der Prüfung von Normal II und III wird es vorher durch Anhauchen befeuchtet.

Die Erwärmung wird durch Einstellen des Petschaftes in eine Schale, die mit Wasser der vorgeschriebenen Temperatur gefüllt ist, bewirkt. Die zu prüfende Siegellackstange wird in der Flamme eines um 45° geneigten Bunsenbrenners erhitzt; die Flamme der abtropfenden brennenden Masse wird sofort nach Auftreffen auf dem Papier ausgeblasen, um Anbrennen des Papieres und eine Veränderung der Siegellackmasse zu verhüten. Sofort nach Auftragen des Siegellackes auf Papier wird mit dem im Wasserbad auf die vorgeschriebene Temperatur erwärmten und von Wassertropfen befreiten Petschaft gesiegelt. Das Petschaft bleibt 10 Sek. auf der Masse; alsdann wird versucht, es vom Siegel abzuheben. Die Beurteilung geschieht nach folgenden Gütestufen:

0 = Petschaft klebt nicht,
1 = Petschaft klebt schwach; nach leichtem Anheben löst es sich vom Siegel,
2 = Petschaft klebt mäßig; nach schwacher Belastung des gesiegelten Papieres läßt sich das Petschaft abheben,

[1] Diese Papiere wurden gemeinsam mit dem Reichsausschuß für Lieferbedingungen (RAL), Erzeuger-, Händler- und Verbraucherkreisen gewählt; Muster der Papiere sind in der Geschäftsstelle des RAL, Berlin NW 6, niedergelegt.

Digitized by Google

3 = Petschaft klebt stark; ein Abheben des Petschaftes ist erst nach starker Belastung des Papieres möglich,

4 = Petschaft klebt sehr stark; ein Abheben des Petschaftes ist nur unter Zerstörung des Siegels möglich.

Für jede Versuchsreihe 3 Parallelversuche.

Bedingungen für Normal I, II und III:

1. Bei Ausführung des Versuches bei 20° darf das Petschaft nicht oder höchstens schwach kleben (Gütestufe 0 bis 1).

2. Bei Ausführung des Versuches bei 40° darf das Petschaft höchstens mäßig kleben (Gütestufe 0 bis 2).

Haftfähigkeit auf Papier.

Von der zu prüfenden Siegellackstange sind rund 1 ccm zu entnehmen. Diese Menge wird in einem kleinen Tiegel über kleiner Flamme geschmolzen und unter stetem Umrühren mit einem Stabthermometer bis auf 100° über den vorher ermittelten Tropfpunkt erhitzt. Etwa ein Drittel der geschmolzenen Masse wird darauf sofort auf einen völlig planliegenden Bogen Papier möglichst so gegossen, daß ein kreisrundes Gußstück entsteht. Sofort nach dem Guß wird die noch weiche Masse mit einem petschaftähnlichen Messingblock breitgedrückt. Der Messingblock ist ein zylindrischer Körper von 35 mm Durchmesser, dessen eine zum Siegeln dienende ebene Fläche einen 0,5 mm hohen und 2,5 mm breiten Rand (vgl. Abb. 2) besitzt.

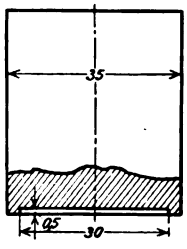


Abb. 2.

Die auf diese Weise hergestellten Siegel, die bei richtiger Ausführung eine gleichmäßige Stärke von 0,5 mm und einen Durchmesser von 30 mm besitzen sollen, werden nach völligem Abkühlen um einen Dorn von 4 cm Durchmesser gebogen.

Die Beurteilung wird nach folgenden Gütestufen vorgenommen:

1 = sehr gut haftend; alle Bruchstücke des Siegels lassen sich nach der Dornbiegeprobe nur unter weitgehender Zerstörung des Papieres ablösen.

2 = gut haftend; alle Bruchstücke lassen sich nach der Dornbiegeprobe nur unter Verletzung der Papieroberfläche ablösen.

3 = schwach haftend; nach der Dornbiegeprobe lassen sich einzelne Bruchstücke des Siegels ohne deutliche Verletzung der Papieroberfläche abheben.

4 = kaum noch haftend; bei der Dornbiegeprobe läßt sich das ganze Siegel leicht vom Papier abheben; die Papieroberfläche ist nicht sichtlich angegriffen.

Für jede Papiersorte 3 Parallelversuche.

Bedingungen. Für Normal I:

Alle Siegel müssen „sehr gut" haften (Gütestufe 1).

Für Normal II:

Alle Siegel müssen mindestens „schwach" haften (Gütestufe 1 bis 3).

Fließ- und Tropfpunkt (nur für Normal I).

Zur Bestimmung des Fließ- und Tropfpunktes ist der Apparat nach Ubbelohde zu benutzen, wie er bei der Untersuchung von Fetten gebraucht wird (vgl. Abb. 3). Er besteht aus der Glashülse *a*, der Metallhülse *b* und dem Thermometer *c*. Erwärmt wird der Apparat in einem als Luftbad dienenden Reagenzglase *d*, das seinerseits durch ein Ölbad *e* erwärmt wird.

Beschickung der Glashülse *a* mit Siegellackmasse und sonstige Arbeitsweise stimmen mit der bei der Untersuchung von Fetten üblichen im wesentlichen überein (vgl. z. B. D. Holde, Die Untersuchung der Kohlenwasserstofföle und Fette. 6. Aufl. 1924. S. 42).

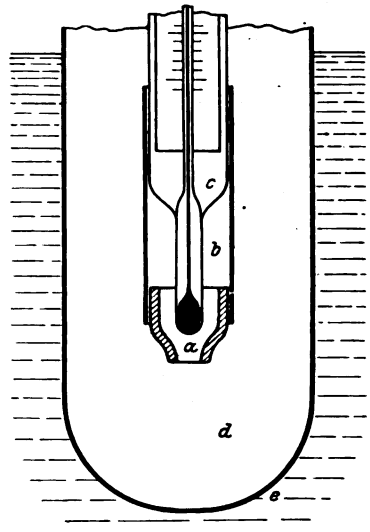


Abb. 3.

Als „Fließpunkt" wird die Temperatur bezeichnet, bei welcher die Masse sich aus der unteren Öffnung von *a* hervorwölbt; „Tropfpunkt" ist diejenige Temperatur, bei welcher die Masse abtropft.

2 Parallelversuche.

Bedingungen. Der Fließpunkt soll zwischen 65° und 80° liegen, der Tropfpunkt oberhalb 80°. Die Differenz zwischen Tropf- und Fließpunkt soll größer sein als 10°, aber kleiner als 25°.

Weitere Vorschriften. Beim Siegeln dürfen keine unangenehmen Gerüche oder gesundheitsschädliche Dämpfe auftreten.

Der Siegellack darf nach Verreiben des Siegels keine Fäden ziehen.

Die feinsten Gravierungen des Petschaftes müssen ausgeprägt erscheinen.

Die Siegel dürfen nicht fleckig oder farbig durch das Papier schlagen.

An Hand der beschriebenen Prüfungsvorschriften und Bedingungen wurde eine „einfache Prüfungsvorschrift" ausgearbeitet, die mit einfachsten Mitteln Erzeugern, Händlern und Verbrauchern gestattet, die Qualität eines Siegellackes schnell annähernd zu bestimmen.

Diese einfache Prüfungsvorschrift, die dem Reichsausschuß für Lieferbedingungen (RAL) überlassen wurde, wurde vom RAL im Juli 1928 als „DIN-RAL 932/1, Siegellack, Lieferbedingungen und Prüfverfahren" herausgegeben.

Digitized by Google

TA
3
P973
M7

NOV 1929

Engin. Library

Mitteilungen der deutschen Materialprüfungsanstalten

Sonderheft VII:
Arbeiten aus dem **Staatlichen Materialprüfungsamt** zu Berlin-Dahlem

Inhalt

Burchartz, H. Die geschichtliche Entwicklung der Zementprüfung nach den Normen.
Burchartz, H. Ergebnisse der Prüfung hochwertiger Portlandzemente nach den Normen.
Gonell, H. W. Tonerdezement.
Gonell, H. W. Über die Ursache der Abbindestörungen bei Tonerdezement.
Burchartz, H. Versuche mit Hochofenzement.
Gonell, H. W. Über die Erkennung von Hochofenschlacke in Zementen.
Rodt, V. Wasseraufnahme von Portlandzement bei Luftlagerung.
Burchartz, H. Kann Traß durch anderes Steinmehl ersetzt werden?
Burchartz, H. Der Einfluß des Zusatzes von Gesteins- und Tonmehl auf die Erhärtung bzw. Festigkeit von Zement- und Kalkmörtel.
Burchartz, H. Dichtigkeit und Festigkeit von Kiesbeton im Vergleich zu Kiessplittbeton.
Rodt, V. Beitrag zur Feststellung der mechanischen Zusammensetzung von Mörtel und Beton. Mischungsverhältnis von Bindemittel zum Zuschlagstoff.
Burchartz, H. Vergleich der Würfelfestigkeit von Beton mit der Druckfestigkeit des Betons im Bauwerk.
Burchartz, H. Etwas über Mörtelsande.
Gonell, H. W. Beitrag zur Frage der Beeinflussung des Abbindens und Erhärtens von Portlandzement durch Zusätze zum Anmachewasser, insbesondere durch Zuckerlösung. (Vorläufige Mitteilung.)
Burchartz, H. Versuche über den Einfluß von Kalischachtlauge auf das Abbinden und Erhärten von Zement.
Rodt, V. Die Einwirkung von Schwefelwasserstoff auf Kalkmörtel, Zementmörtel und Beton.
Burchartz, H. Kalkpulver als Ersatz für Kalkteig in der Traßnormenmischung.
Rodt, V. Beitrag zur Bestimmung und Auswertung der Kohlensäure im Wasser. (Eine kritische Studie.)
Burchartz, H. Das Verfahren zur Prüfung von Mauersteinen auf Druckfestigkeit.
Burchartz, H. Die Ursachen des Rissigwerdens von Steinholzfußbodenbelag.
Burchartz, H. und G. Saenger. Versuche mit Hochofenstückschlacke als Gleisbettungsstoff.
Saenger, G. Vergleichsversuche mit Loch- und Maschensieben.
Burchartz, H. Versuche zur Bestimmung der Mahlfeinheit von Kohlenstaub.
Gonell, H. W. Ein Windsichtverfahren zur Bestimmung der Kornzusammensetzung staubförmiger Stoffe.
Gonell, H. W. Zur Frage der Ausscheidung der Asche aus Kohlenstaub.

Mit 113 Abbildungen

Berlin
Verlag von Julius Springer
1929

Mitt. dtsch. Mat.prüfgsanst.

Preis RM 19.—

Digitized by Google

Digitized by Google

Mitteilungen der deutschen Materialprüfungsanstalten

Sonderheft VII:
Arbeiten aus dem **Staatlichen Materialprüfungsamt** zu Berlin-Dahlem

Inhalt

Seite

Burchartz, H. Die geschichtliche Entwicklung der Zementprüfung nach den Normen 3
Burchartz, H. Ergebnisse der Prüfung hochwertiger Portlandzemente nach den Normen 10
Gonell, H. W. Tonerdezement 14
Gonell, H. W. Über die Ursache der Abbindestörungen bei Tonerdezement 18
Burchartz, H. Versuche mit Hochofenzement 19
Gonell, H. W. Über die Erkennung von Hochofenschlacke in Zementen 24
Rodt, V. Wasseraufnahme von Portlandzement bei Luftlagerung 29
Burchartz, H. Kann Traß durch anderes Steinmehl ersetzt werden? 32
Burchartz, H. Der Einfluß des Zusatzes von Gesteins- und Tonmehl auf die Erhärtung bzw. Festigkeit von Zement- und Kalkmörtel 38
Burchartz, H. Dichtigkeit und Festigkeit von Kiesbeton im Vergleich zu Kiessplittbeton 41
Rodt, V. Beitrag zur Feststellung der mechanischen Zusammensetzung von Mörtel und Beton. Mischungsverhältnis von Bindemittel zum Zuschlagstoff 44
Burchartz, H. Vergleich der Würfelfestigkeit von Beton zu der Druckfestigkeit des Betons im Bauwerk 47
Burchartz, H. Etwas über Mörtelsande 54
Gonell, H. W. Beitrag zur Frage der Beeinflussung des Abbindens und Erhärtens von Portlandzement durch Zusätze zum Anmachewasser, insbesondere durch Zuckerlösung. (Vorläufige Mitteilung.) 58
Burchartz, H. Versuche über den Einfluß von Kalischachtlauge auf das Abbinden und Erhärten von Zement 65
Rodt, V. Die Einwirkung von Schwefelwasserstoff auf Kalkmörtel, Zementmörtel und Beton 71
Burchartz, H. Kalkpulver als Ersatz für Kalkteig in der Traßnormenmischung 73
Rodt, V. Beitrag zur Bestimmung und Auswertung der Kohlensäure im Wasser. (Eine kritische Studie.) 79
Burchartz, H. Das Verfahren zur Prüfung von Mauersteinen auf Druckfestigkeit . . . 87
Burchartz, H. Die Ursachen des Rissigwerdens von Steinholzfußbodenbelag 92
Burchartz, H., und G. Saenger. Versuche mit Hochofenstückschlacke als Gleisbettungsstoff 95
Saenger, G. Vergleichsversuche mit Loch- und Maschensieben 105
Burchartz, H. Versuche zur Bestimmung der Mahlfeinheit von Kohlenstaub 108
Gonell, H. W. Ein Windsichtverfahren zur Bestimmung der Kornzusammensetzung staubförmiger Stoffe 114
Gonell, H. W. Zur Frage der Ausscheidung der Asche aus Kohlenstaub 122

Mit 113 Abbildungen

Berlin
Verlag von Julius Springer
1929

Digitized by Google

Digitized by Google

Die geschichtliche Entwicklung der Zementprüfung nach den Normen.

Von **H. Burchartz**[1].

Vortrag bei der Feier des 50jährigen Jubiläums des Vereins Deutscher Portlandzementfabrikanten[2].

Meine Herren! Man nehme nur die neuesten Publikationen auf dem Gebiete der Materialprüfung vor und man wird erkennen, daß wir gerade im Uranfang der Festigkeitsbestimmung der Baumaterialien — abgesehen von den Metallen — sind; und dennoch ist die Sache gar so schwierig nicht; „es ist eben einfach nichts getan für die Entwicklung, und bis vor wenigen Jahren gab es nicht einmal eine Stelle in unserem Staat, wo derartige Versuche angestellt werden konnten." So schrieb im Jahre 1877 der damalige Führer in der Zementwissenschaft Michaelis in seiner Veröffentlichung „Zur Beurteilung des Zementes". Diese Worte kennzeichnen anschaulich den damaligen Stand der Baustoffprüfung im allgemeinen und den der Zementforschung im besonderen, nachdem bereits 50 Jahre seit der Erfindung des Portlandzementes verflossen waren. Zwar hatte sich schon frühzeitig das Bedürfnis herausgestellt, das Wesen des Portlandzementes zu ergründen und seine Eigenschaften zu erkennen, und man war, um Güte, Wertstellung und Brauchbarkeit der verschiedenen Erzeugnisse beurteilen zu können, bemüht gewesen, Verfahren zur Ermittelung der Eigenschaften des Portlandzementes auszubilden; indessen waren die Verfahren jener Zeit noch recht primitiv.

So versuchte man z. B. die Festigkeit des Portlandzementes anfänglich durch Biegeversuche zu bestimmen, wie sie schon vorher bei Kalkmörtel angewandt worden waren. Über die Ergebnisse solcher Biegeversuche mit Mörteln berichtet bereits im Jahre 1772 der schwedische Bergrat Bengt Quist in den Abhandlungen der schwedischen Akademie der Wissenschaften. Auch spätere Forscher, wie Cessart und Treussart, welch letzterer die Straßburger Festungsbauten 1816 bis 1825 leitete, benutzten die Biegeprobe, und zwar unter Anwendung unmittelbarer Gewichtsbelastung (Abb. 1).

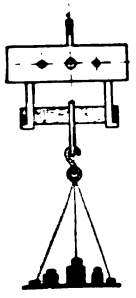


Abb. 1. Biegeprobe mit direkter Gewichtsbelastung.

Andere Verfahren gründeten sich auf die Überlegung, die Güte der Zemente an der Haftfestigkeit zu bemessen. So kittete der Engländer Tacley 1836 zwei Mauerziegel mit Mörtel zusammen und bestimmte die Kraft, die erforderlich war, um die Steine voneinander zu reißen. Ein zweites Verfahren von ihm bestand darin, daß an eine Ziegelwand zunächst ein Mauerziegel flachseitig mit reinem Zement angemauert, dann nach Erhärten der Fuge auf den ersten Stein ein zweiter, auf diesen ein dritter angesetzt und auf diese Weise die Steinreihe so weit fortgesetzt wurde, bis sie unter ihrem Eigengewicht abbrach.

Auch in Deutschland hat dieses Verfahren damals trotz seiner Umständlichkeit oft Anwendung gefunden.

Obgleich man schon ebenso früh erkannte, daß die innere Kitt- oder Bindekraft die eigentlich ausschlaggebende Eigenschaft, nämlich eine Vereinigung aller wertvollen Eigenschaften der Zemente sei und daß sich Zement am sichersten mit Hilfe von Bindekraft-, d. h. Festigkeitsprüfungen beurteilen lasse, sind Verfahren zur Bestimmung dieser Eigenschaft erst verhältnismäßig spät zur Anwendung gekommen, weil es zu jener Zeit noch an geeigneten Zug- und Druckfestigkeitsprüfmaschinen fehlte.

Den ersten Druckversuchen an Zement, und zwar unter Benutzung hydraulischer Pressen, begegnet man in England Ende der vierziger Jahre des vorigen Jahrhunderts; mit Mörtel aus Wasserkalk hatte bereits im Jahre 1836 der bayerische Ingenieur Panzer Zug- und Druckversuche ausgeführt, indem er sich für die Druckprüfung eines einfachen Hebels mit 20facher Übersetzung bediente und für den Zugversuch einen in der Mitte eingeschnürten, zwischen Klammern befestigten und durch Gewicht direkt belasteten Zylinder benutzte.

Der Mangel an hinreichend zuverlässig arbeitenden und wohlfeilen Druckfestigkeitsprobiermaschinen war wohl der Grund, weshalb sich diese Prüfart nicht einbürgerte. Man entschied sich daher allgemein zur praktischen Prüfung für die Bestimmung der Zugfestigkeit, weil diese an einfachen, genau arbeitenden und außerdem preiswerten Apparaten vorgenommen werden konnte.

Von besonderem Interesse in dieser Beziehung sind die umfassenden und planmäßigen Zugversuche, die der Engländer Grant mit verschieden gestalteten Zugkörpern durchgeführt hat (Abb. 2). Zunächst verwendet Grant für seine Versuche bis zum Jahre 1865 Probekörper nach Form *a* und später, da sich die scharfen Kanten dieses Körpers und der plötzliche Übergang vom engen zum erweiterten Querschnitt als unzweckmäßig erwiesen, Körper nach Form *b* mit abgerundeten inneren Kanten.

Die Körper nach Form *c*, die die gleiche Anordnung zeigten wie die unter *a* und *b*, nur mit dem Unterschiede, daß alle Kanten auch an den Enden abgerundet waren,

[1] Original: Tonindustrie-Zg. Bd. 51, Nr. 102, S. 1845—47, Nr. 103. S. 1862—64. 1927.

[2] Vgl. Vorbericht in Nr. 75 der Tonindustrie-Zeitung, S. 1365.

Digitized by Google

und diejenigen nach Form *d* bis *i*, die den Übergang zu den keilförmigen Körpern bilden, erwiesen sich als ungeeignet, weil sie in der Einspannung rutschten und

Form	Beanspruchter Querschnitt Engl. Zoll
a	1" × 1"
b	"
c	"
d	"
e	"

Form	Beanspruchter Querschnitt Engl. Zoll
f	1" × 1"
g	2 × 2
h	"
i	"
k	"

Abb. 2. Zugkörper nach Grant.

hierdurch ein vorzeitiger Bruch bewirkt wurde. Körper nach Form *k* zeigten den Übelstand, daß sie infolge Verdrehung der Einspannung und ungleichmäßiger Beanspruchung des Querschnittes der Körper nicht im kleinsten Querschnitt rissen. Grant versah anfänglich die Probekörper nach Form *b* mit Löchern zum Einspannen (Abb. 3), um auf diese Weise jede Verrückung des Körpers aus der Zugrichtung zu vermeiden, gab jedoch bald diese Anordnung auf, weil die Körper oft von den Löchern aus brachen. In Form *k* sehen Sie auf den ersten Blick die Vorläuferin für die deutsche Normalzugform; sie ist daraus nach entsprechender Änderung durch Michaelis und den schwedischen Ingenieur Fahnehjelm hervorgegangen, der die Form mit der runden Kehlung in der Mitte versah.

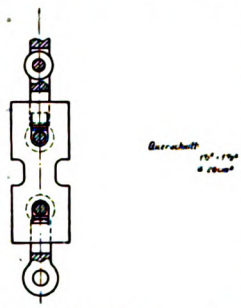


Abb. 3. Probekörper nach Grant.

Michaelis wollte hierdurch sowohl ein genaues Angreifen der Zugkraft wie auch ein richtiges Sicheinstellen des Körpers erreichen. Später ist die noch vorhandene scharfe Kehlung durch eine runde ersetzt worden, und damit entstand der noch heute in Deutschland und auch in anderen Ländern gebräuchliche Normalzugprobekörper. Zur Bestimmung der Zugfestigkeit wurden anfänglich die Probekörper in Klammern eingespannt und durch direkte Gewichtsbelastung zerrissen. Die erste Zerreißvorrichtung mit Hebelübersetzung wurde in Deutschland von Schwarz um 1867 gebaut. Sie war jedoch noch recht kompliziert. Ein einfacherer Hebelapparat wurde im gleichen Jahre von Michaelis konstruiert, und zwar zunächst ein Apparat mit einfacher Hebelübersetzung, wobei die Belastung entweder durch Sand oder Wasser erfolgte, und später ein solcher mit Doppelhebeln, bei dem die Belastung mit Hilfe des bekannten Schrotzulaufapparates bewirkt wurde (Abb. 4). Obgleich man damals bereits erkannt hatte, daß die Prüfung auf Druckfestigkeit die richtigere sei, weil diese Eigenschaft bei den Bauwerken in erster Linie in Anspruch genommen wird, beschränkte man sich im allgemeinen auf den Zugversuch. Immerhin wurden an öffentlichen Prüfungsanstalten und Laboratorien, die sich mit eingehenden Untersuchungen befaßten, Druckprüfungen durchgeführt. In der im Jahre 1875 gegründeten königlichen Prüfungsstation, der Vorgängerin der jetzigen Abteilung für Baugewerbe im staatlichen Materialprüfungsamt Berlin-Dahlem, stand für diesen Zweck neben einer hydraulischen Presse mit 150 t

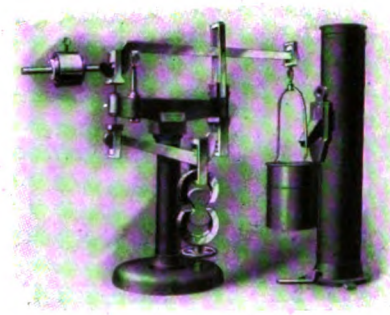


Abb. 4. Normalzugprüfer. Bauart Frühling-Michaelis.

Kraftleistung eine Hebelpresse, Bauart Schickert (Abb. 5), zur Verfügung.

Natürlich erkannten die beteiligten Kreise bald, daß das Bindevermögen, so wichtig es auch ist, nicht allein die Zementerzeugnisse zu beurteilen erlaubte, sondern daß es auch auf die Mahlfeinheit, Abbindezeit und vor allem auf die Raumbeständigkeit ankam, und so bemühte man sich, auch zur Bestimmung dieser Eigenschaften geeignete Verfahren ausfindig zu machen.

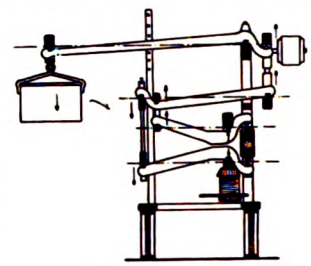


Abb. 5. Hebelpresse. Bauart Schickert.

So kamen zur Einführung das Siebverfahren zur Bestimmung der Mahlfeinheit, die Nagelprobe zur Ermittelung der Abbindezeit und die Kuchenprobe für die Raumbeständigkeitsprüfung, letztere, nachdem man die bekannte Reagensglasprobe als unzuverlässig verworfen hatte.

So war der Stand der Materialprüfung des Portlandzementes, als im Jahre 1875 die Lüneburger Zementfabrik, dem allgemein sich fühlbar machenden Bedürfnis nach Schaffung einheitlicher Grundlagen für die Bewertung der Zemente Rechnung tragend, in der 11. Generalversammlung des Vereins für Fabrikation von Ziegeln, Tonwaren, Kalk und Zement beantragte, „einen Modus festzustellen, nach welchem die Zemente auf absolute und relative Festigkeit zu prüfen seien". Nach einer lebhaften Aussprache, in der in großen Zügen die Richtlinien für einen solchen „Modus" festgelegt wurden, erhielt Michaelis den Auftrag, „über den Modus der Festigkeitsbestimmung und im Anschluß daran über die Methode der allgemeinen Wertermittelung des Portlandzementes Regeln und Motive aufzustellen, um dann nach eingehender Prüfung aller Interessenten, insbesondere auch der Architekten und Ingenieure, Normalbestimmungen zu vereinbaren über die Prüfung und Beurteilung des Zementes." — In diesem Beschluß können wir den ersten Schritt zu der Aufstellung der Normen für einheitliche Lieferung und Prüfung von Portlandzement erblicken.

Michaelis löst die Aufgabe durch Aufstellung von 17 Thesen, die er in der Arbeit „Zur Beurteilung des

Digitized by Google

Zementes“ unter ausführlicher Begründung niederlegte. Im Anschluß an die Beratung dieser Thesen in der 12. Generalversammlung des vorher genannten Vereins im Jahre 1876 wurde ein Ausschuß gewählt, bestehend aus Dr. Michaelis, 7 Fabrikanten und 7 Vertretern des Berliner Architektenvereins und Berliner Baumarktes. Der Ausschuß erhielt den Auftrag, einheitliche Bestimmungen für die Lieferung und Prüfung von Portlandzement auszuarbeiten. Die Beschlüsse dieses Ausschusses wurden, nachdem die auftraggebenden Vereine ihr Einverständnis dazu erklärt hatten, in jener denkwürdigen Sitzung der Zementfabrikanten im Jahre 1877, in der der Verein Deutscher Zementfabrikanten gegründet wurde, zur Beratung vorgelegt und nach eingehender lebhafter Aussprache mit 20 gegen 3 Stimmen angenommen.

Die wesentlichen Streitpunkte der Aussprache waren die Fragen, ob für die Festigkeitsprüfung reiner Zement oder Zement-Sandmörtel anzuwenden sei, ferner die der Erhärtungsdauer der Probekörper und die der zu fordernden Mindestzugfestigkeit. In diesem Streit der Meinungen traten Michaelis und seine Anhänger Toepfer, von Prondzynski und Prüssing für die Prüfung des reinen Zementes, für die 7-Tage-Probe und 25 kg/cm² Mindestzugfestigkeit ein, während 20 Zementfabriken unter Führung des um die Zementforschung hochverdienten Rudolf Dyckerhoff sich für den Versuch mit Mörtel 1:3 und für die 28-Tage-Probe einsetzten, unter Hinweis auf die Arbeiten von Lindley beim Frankfurter Kanalbau, die ausgedehnten Versuche von Colson bei den Porthmouth Extension Works, sowie die Untersuchungen von Böhme und Bauschinger.

Die in der Ausschußsitzung aufgestellten „Normen für die einheitliche Lieferung und Prüfung von Portlandzement“ wurden einer von dem Kgl. Preußischen Minister für Handel, Gewerbe und öffentliche Arbeiten eingesetzten Kommission zur Begutachtung vorgelegt. Nachdem diese Normen durch die Kommission nach eingehenden Verhandlungen in einigen Punkten geändert worden waren — so wurde z. B. die im Ausschußentwurf auf 8 kg/cm² festgesetzte Mindestzugfestigkeit auf 10 kg/cm² erhöht und der zulässige Rückstand auf dem 900-Maschensieb von 25 auf 20% herabgesetzt — wurden mit Erlaß des Ministeriums für Handel, Gewerbe und öffentliche Arbeiten vom 10. November 1878 die revidierten Normen anerkannt und deren Anwendung bei Lieferungen bei Staatsbauten verfügt. In Verfolg eines späteren Antrages des Vereins Deutscher Zementfabrikanten wurde durch Erlaß des Kgl. Preußischen Ministeriums der öffentlichen Arbeiten vom 16. August 1880 zur Entscheidung in Streitfällen die Kgl. Prüfungsstation für Baumaterialien zu Berlin als technisch entscheidende Instanz eingesetzt. Die Normen sahen bereits außer der chemischen Zusammensetzung und der Druckfestigkeit des Normenmörtels die gleichen Eigenschaften vor wie die jetzigen: nämlich Abbindezeit, Raumbeständigkeit, Mahlfeinheit und Bindekraft. Sie enthielten ihrem Namen entsprechend nicht nur die für die Lieferung maßgebenden Sollwerte für die einzelnen Eigenschaften, sondern auch Prüfvorschriften zu deren einheitlicher Ermittelung, so daß man zu vergleichbaren und damit praktisch verwendbaren Ergebnissen gelangte. Schon damals aber war man sich bewußt, daß die neuen Normen durchaus nicht etwas Abgeschlossenes und Unveränderliches waren, sondern mit zunehmender Kenntnis der Materialeigenschaften des Zementes und der fortschreitenden Entwicklung der Zementtechnik sich fortbilden müßten. Diesem Gedanken gab der weitblickende erste Vorsitzende des Vereins der Zementfabrikanten Dr. Delbrück in jener Sitzung, in der über die Thesen von Michaelis beraten wurde, Ausdruck wie folgt: „Die Zementprüfung wird zwar mit unseren heutigen Beschlüssen in das Leben treten, ist jedoch damit durchaus noch nicht abgeschlossen. Methoden wie Apparate werden sich ausbilden, und weitere Beratungen darüber werden gewiß schon in kurzem nötig sein.“

Wie zutreffend diese vorausschauenden Worte waren, beweist die Entwicklung, die die Zementprüfung in den 50 Jahren, auf die wir heute zurückblicken, genommen hat, was schon aus der Tatsache hervorgeht, daß die Normen eine wiederholte Neuregelung erfahren haben, und zwar erstmalig im Jahre 1887, dann im Jahre 1909.

Wenn auch vielen von Ihnen diese Entwicklung bekannt sein mag, so wage ich es dennoch, ein Bild dieser Entwicklung an Hand der Überlieferung zu geben. Betrachten wir zu diesem Zweck den Werdegang der Verfahren zur Bestimmung der Materialeigenschaften des Portlandzementes, soweit sie Gegenstand der Normung sind, und beginnen wir mit der wichtigsten Eigenschaft, der Raumbeständigkeit.

Als entscheidende Probe für die Raumbeständigkeit galt nach den Normen die Kuchenprobe. Da diese eine längere Beobachtungszeit erfordert und zu Irrtümern insofern Anlaß gab, als Schwindrisse, die leicht infolge ungeschickten Anmachens und Aufbewahrung der Kuchen entstehen, von Unkundigen für Treibrisse gehalten werden, war man bestrebt, neben der Kuchenprobe eine andere Prüfung einzuführen, die eine kürzere Beobachtungszeit gestattete und doch zu zuverlässigen Ergebnissen führte. Als solche sogenannten beschleunigten Raumbeständigkeitsproben waren im Laufe der Zeit von verschiedenen Forschern folgende in Vorschlag gebracht:

1. Die Kochprobe nach Michaelis.
2. Die Kugelglühprobe nach Heintzel.
3. Die Darrprobe.
4. Die Hochdruckdampfprobe nach Erdmenger.
5. Die Heißwasserprobe nach Maclay.
6. Die kombinierte Dampfdarrprobe nach Tetmajer.
7. Die Warmwasserprobe ebenfalls nach Tetmajer.
8. Die Kuchenpreßprobe nach Prüssing.

Wenngleich der Verein Deutscher Portlandzementfabrikanten in seiner Sitzung vom Februar 1891 sich dahin geäußert hatte, daß die Normenraumbeständigkeitsprobe bei sorgfältiger Ausführung hinreichend scharf und völlig genügend für praktische Zwecke sei, die bis dahin bekannten beschleunigten Proben dagegen zum Erkennen der Nichtraumbeständigkeit des Portlandzementes nicht geeignet seien, dem Konsumenten ein sicheres Urteil über den Zement zu gestatten, weil

Digitized by Google

es vorkomme, daß Portlandzemente, die die beschleunigten Proben nicht bestehen, sich bei der Verwendung als durchaus raumbeständig erwiesen, stellten demgegenüber Tetmajer, Bauschinger, Michaelis und Prüssing die Behauptung auf, daß die Normenprobe zur Beurteilung eines Zementes ungenügend sei, besonders dann, wenn der Zement bei der praktischen Verwendung an der Luft erhärten soll.

Aus Anlaß dieses Streites und zur Klärung der Frage, ob die Normenprobe auf Raumbeständigkeit ein richtiges Urteil über das Verhalten eines Zementes bei der Verwendung gestatte, oder ob dies eine der abgekürzten Proben in zuverlässiger Weise tue, wurden unter Leitung einer von dem Verein eingesetzten Kommission auf Grund eines gemeinschaftlich mit der Kgl. mechanisch-technischen Versuchsanstalt Charlottenburg aufgestellten Arbeitsplanes von dieser umfangreiche Versuche mit 10 Handelszementen ausgeführt. Die Untersuchungen erstreckten sich auf die damals bekannten Raumbeständigkeitsproben in Verbindung mit Längenmessungen mittels des Bauschinger Tasterapparates und der Beobachtung von aus den Versuchszementen durch die Firma Dyckerhoff & Widmann in Amöneburg hergestellten Ornamentstücken bei Lagerung im Freien. Das Ergebnis dieser Versuche faßt Gary in seinem Bericht hierüber dahin zusammen, daß keine der sogenannten beschleunigten Raumbeständigkeitsproben geeignet ist, ein in allen Fällen zuverlässiges und schnelles Urteil über die Verwendbarkeit eines Zementes in der Praxis zu gestatten, und daß alle 10 Zemente, die die Kuchenprobe nach den Normen bestanden hatten, auch bei der Verwendung zu Zementwaren im Sinne der Praxis raumbeständig sind und daß schließlich die Behauptung, die Normenprobe sei zur Beurteilung eines Zementes ungenügend, besonders dann, wenn der Zement bei der praktischen Verwendung an der Luft erhärten soll, durch die Versuche keine Bestätigung erfahren hat. Hiernach war, solange es nicht gelang, eine Raumbeständigkeitsprobe aufzufinden, die die Prüfung in kürzerer Zeit als die Normenprobe und dabei zuverlässiger gestattet, die Normenkuchenprobe als die entscheidende beizubehalten. Dies ist bekanntlich bis zum heutigen Tage so geblieben, wenn sich auch, namentlich infolge staatlicher Lieferungsbedingungen, die Gepflogenheit herausgebildet hat, zur größeren Sicherheit neben der Normenprobe auch beschleunigte Prüfungen, und zwar meist die Kochprobe auszuführen. Man wird sie oder einige von ihnen auch sicherlich mit Vorteil für die laufende Kontrolle der Erzeugnisse in der Fabrik, bei der Prüfung solcher Zemente, die für bestimmte Zwecke besonders raumbeständig sein müssen, z. B. fein gegliederte Kunststeine, verwenden.

Ähnliche Wandlungen wie das Prüfverfahren für die Raumbeständigkeit hat auch das für die Bestimmung der Abbindezeit durchgemacht. In die ersten Normen war hierfür die bekannte Fingernagelprobe übernommen. Es ergab sich jedoch bald, daß diese Prüfart keine zuverlässigen und übereinstimmenden Ergebnisse zeitigte, vor allem deshalb, weil die Beurteilung des Zeitpunktes für den Eintritt eines merklichen Eindruckes zu sehr von dem subjektiven Empfinden des Beobachters abhing. Man wandte daher, nachdem Tetmajer im Jahre 1883 seine Versuche mit der Vicatschen Nadel veröffentlicht und deren Anwendung empfohlen hatte, dieses Verfahren zur Ermittelung der Abbindeverhältnisse an und nahm es in die revidierten Normen vom Jahre 1887 als maßgebende Probe auf (Abb. 6). Die Erfahrung lehrte aber, daß auch dies Prüfverfahren nicht völlig zuverlässig war und selbst bei gewissenhaftester Ausführung nicht immer vergleichbare Ergebnisse lieferte, so daß schon im Jahre 1901 Gary gelegentlich eines auf der Wanderversammlung des internationalen Verbandes für die Materialprüfungen der Technik zu Budapest gehaltenen Vortrages auf die Mängel des Verfahrens und die daraus sich unter Umständen ergebenden schweren Schädigungen für Erzeuger und Verbraucher hinwies. Zur Auffindung eines brauchbaren zuverlässigen Verfahrens wurde seinerzeit vom Verein der Portlandzementfabrikanten eine Kommission eingesetzt. Die gemeinschaftlich von dieser Kommission mit der Versuchsanstalt in Charlottenburg gepflogenen Beratungen brachten Gary auf den Gedanken, den Verlauf des Abbindevorganges durch selbsttätige Messung der Wärmeentwicklung im Zementbrei festzustellen, und er baute zu diesem Zweck den bekannten Thermographen, den Sie nebst einer damit aufgenommenen Wärmekurve in Abb. 7 dargestellt sehen. Der Umstand jedoch, daß die mit diesem Apparat ermittelten Abbindezeiten nicht immer mit den nach dem Vicatverfahren gefundenen übereinstimmten und auch die Handhabung der Einrichtung schwierig war, war seiner allgemeinen Einführung hinderlich.

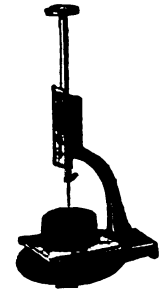


Abb. 6. Nadelapparat, Bauart Vicat.

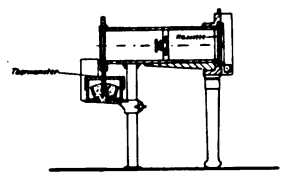


Abb. 7. Thermograph nach Bauart Gary zur Bestimmung der Abbindezeit.

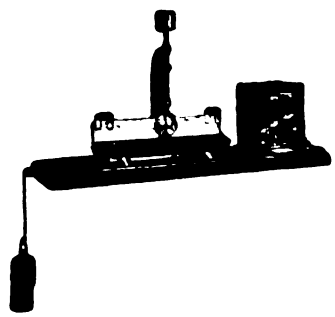


Abb. 8. Abbindeprüfer. Bauart Goodmann.

Neben dem Garyschen Apprat tauchten fast zur selben Zeit noch andere Abbindeapparate auf, und zwar die der Bauart Terin, Tetmajer-Amsler und Goodmann (Abb. 8). Alle diese Apparate zeichneten den Abbindeverlauf selbsttätig auf. Eine nähere Beschreibung der Apparate darf ich mir wohl ersparen, zumal da sie keinen Eingang in die Zementprüfung gefunden haben; denn sie konnten, wie vergleichende Versuche ergaben, nicht mit der Vicatnadel in Übereinstimmung gebracht werden. Ohne daß ein gesetzmäßiges Verhalten erkennbar wäre, weichen die drei Apparate stark voneinander ab. Ihr Nichtbewähren veranlaßte Mar-

Digitized by Google

tens, einen neuen selbsttätigen sinnreichen Apparat zu bauen, den er möglichst genau den Voraussetzungen anpaßte, die für die Benutzung der Vicatnadel gelten. Seine Besonderheit besteht darin, daß nebeneinander aufgestellte Nadeln automatisch in bestimmten Zwischenräumen langsam auf den in Kästen befindlichen Zementbrei niedergelassen werden und in diesen wie bei der Vicatnadel frei eindringen. Nach Zurückführen der Nadel in die anfängliche Ruhelage schieben sich die Kästen um eine bestimmte Strecke vor. Die Eindringtiefen der Nadeln werden selbsttätig aufgezeichnet. Seiner allgemeinen Einführung stand leider die Kostspieligkeit seiner Apparatur entgegen. So ist es bei der Vicatnadel trotz deren unverkennbarer Mängel geblieben.

Gegenüber den Prüfverfahren für die Raumbeständigkeit und Abbindezeit hat dasjenige für die Mahlfeinheit im Laufe der Zeit keine Änderungen erfahren. In allen bis jetzt zur Einführung gelangten Normen ist das 900-Maschensieb und das Sieben von Hand vorgeschrieben. Die verschiedentlich vorgeschlagenen Verfahren für maschinelles Sieben haben sich nicht einbürgern können, da keines derselben die Ergebnisse der Handsiebung erreichte.

Gary hat seinerzeit versucht, die Körnungen der Zemente voneinander durch Windsichtung zu trennen, um auf diese Weise die Mahlfeinheit zu bestimmen, und hierzu einen besonderen Apparat gebaut. Man erhält zwar bei diesem Versuch verschiedene Kornfraktionen, indessen nicht allein nach Korngrößen, sondern auch nach spezifischem Gewicht geschieden. Der Apparat hat infolgedessen keine allgemeine Anwendung gefunden. Der Gedanke des Windsichtverfahrens ist jedoch nicht fallen gelassen, vielmehr wird zurzeit im Materialprüfungsamt Berlin-Dahlem ein auf neue Grundlagen gestelltes Windsichtverfahren erprobt, das die darauf gesetzten Hoffnungen zu erfüllen verspricht[1]. Andere Verfahren, die auf dem bekannten Prinzip der Sedimentation aufgebaut sind, haben bis jetzt zu keinem Erfolg geführt.

Wie ich bereits eingangs meiner Ausführungen erwähnte, ist kein Verfahren der Zementnormenprüfung derart umstritten gewesen, wie dasjenige zur Ermittelung der Bindekraft, zu dem wir jetzt übergehen. Da Zement in der Praxis selten ohne Sand verarbeitet wird, nach den auch durch Laboratoriumsversuche bestätigten Erfahrungen aus der Festigkeit des reinen Zementes nicht auf dessen Bindekraft, d. h. sein Verkittungsvermögen mit Sand geschlossen werden kann, hatte man in die ersten Normen unter Verwerfung des Michaelisschen Vorschlages den Zement rein zu prüfen, die Prüfung einer Mischung von Zement und Sand eingeführt. Die selbstverständliche Vorbedingung für diese Prüfung war die Verwendung eines stets gleich bleibenden Sandes, der unter dem Namen Normalsand oder, wie er heute heißt, Normensand vorgeschrieben wurde und über den ich später noch zu sprechen habe. Nach den ersten Normen sollte der Zement in der Mischung 1:3 mit Normensand nach Gewichtsteilen auf Zugfestigkeit nach 28 Tagen Erhärtung unter Wasser geprüft und der Mörtel erdfeucht angemacht werden und zwar mit einem einheitlichen Wasserzusatz von 10%. Die Probekörper sollten von Hand mit einem Spatel eingeschlagen werden. Schon Böhme fand bei seinen Zementprüfungen, daß der vorgeschriebene Wasserzusatz von 10% bei vielen Zementen einen zu feuchten Mörtel ergab, und wich, weil er in dieser, der Eigenart der Zemente nicht Rechnung tragenden Vorschrift eine Schädigung mancher Zementerzeugnisse erblickte, selbständig von der Vorschrift ab und bemaß den Wasserzusatz derart, daß der Mörtel in allen Fällen erdfeuchte Beschaffenheit erlangte.

Obgleich die geschilderten Unstimmigkeiten für die damalige Zeit als allgemein bekannt vorausgesetzt werden können, ist es auffallend, daß wir noch in den Normen von 1887 für die Zugprobekörper die Probenherstellung von Hand zugelassen finden, allerdings neben der maschinellen Herstellung der Druckkörper, die nach Einführung des Böhmeschen Hammerapparates für die

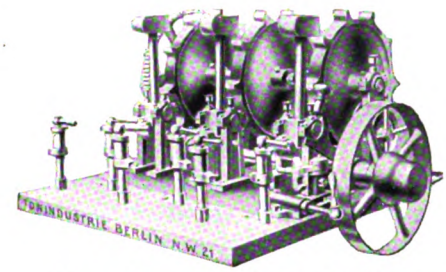


Abb. 9. Hammerapparat. Bauart Böhme.

inzwischen aufgenommene Druckfestigkeitsprüfung vorgeschrieben wurde (Abb. 9). Der Hammerapparat wurde der von Tetmajer ersonnenen und durch Klebe verbesserten Ramme gegenüber wegen seiner größeren Einfachheit und Handlichkeit bevorzugt (Abb. 10).

Die Einführung der Druckfestigkeitsprüfung gab der Maschinentechnik Anlaß, für die Druckversuche besonders geeignete und zugleich wohlfeile hydraulische

Abb. 10. Rammapparat. Bauart Tetmajer-Klebe.

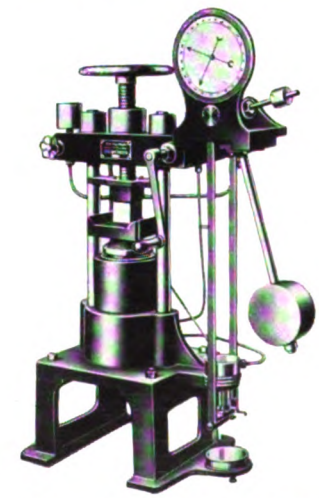


Abb. 11. Hydraulische Presse. Bauart Amsler-Laffon.

Pressen zu bauen. So kamen auf den Markt die bekannten Pressen Amsler-Laffon (Abb. 11) und die der Augsburg-Nürnberger Maschinenfabrik, welch letztere

[1] Die Versuche sind inzwischen erfolgreich abgeschlossen. Vgl. H. W. Gonell, Ein Windsichtverfahren zur Bestimmung der Kornzusammensetzung staubförmiger Stoffe, dieses Sonderheft S. 114.

Digitized by Google

nach den Vorschlägen von Martens (Abb. 12) gebaut waren. Die stetige Steigerung der Zementfestigkeit brachte auch den Bau von Pressen mit größerer Kraft-

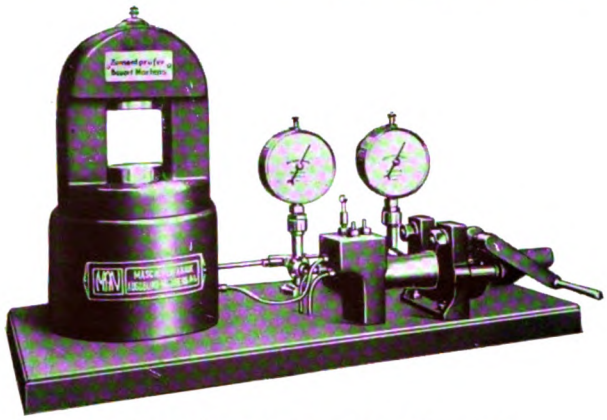


Abb. 12. Hydraulische Presse. Bauart Martens.

leistung mit sich. Eine solche Presse sehen Sie auf diesem Bild (Abb. 13).

Die Unzuträglichkeiten, die sich aus dem Fehlen eines einheitlichen Verfahrens zur Bestimmung des Wasserzusatzes, außerdem aber auch aus dem Mangel eines einheitlichen Mischverfahrens ergaben und sich dahin auswirkten, daß bei der Prüfung ein und desselben Zementes an verschiedenen Orten keine übereinstimmenden Festigkeitsergebnisse erzielt wurden — vielfach zum Schaden der Portlandzementindustrie — hatten sich inzwischen so gesteigert, daß das Bedürfnis nach maschinellen, den Einfluß der Handarbeit ausschließenden Verfahren brennend wurde.

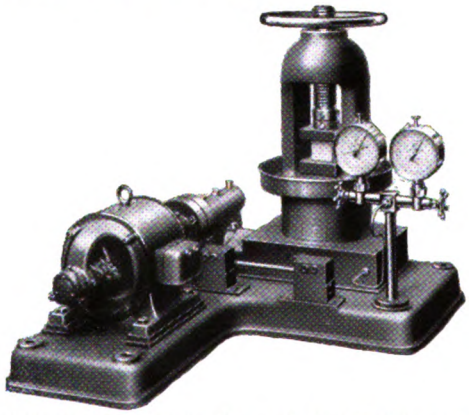


Abb. 13. Hydraulische Presse mit 60 t Kraftleistung.

Mit Aufgaben nach dieser Richtung wurde im Jahre 1895 von dem Verein Deutscher Portlandzementfabrikanten die sogenannte Gerätekommission betraut, die in Gemeinschaft mit der Kgl. mechanischen Versuchsanstalt in jahrelangen Versuchen, deren Ergebnisse dicke Aktenbände des Materialprüfungsamtes Dahlem füllen, neue Verfahren zur Bestimmung des Wasserzusatzes und des Mischens des Normenmörtels ausarbeitete. Vielseitige vergleichende Festigkeitsversuche wurden mit Normenmörtel vorgenommen, der einerseits von Hand mit der Maurerkelle auf dem Tisch und mit dem Spatel oder Löffel in der Schüssel, andererseits maschinell in der Kugelmühle und im Mischer Steinbrück-Schmelzer gemischt und der Ergebnisse wurde der im Laufe der Versuchsarbeiten noch vervollkommnete Mörtelmischer Steinbrück-Schmelzer (Abb. 14) als geeigneter Mischapparat für den Normenmörtel empfohlen, besonders auch, nachdem sich gezeigt hatte, daß der wahrscheinliche Fehler bei der Prüfung der mit der Maschine gemischten Proben kleiner war als der wahrscheinliche Fehler bei der Handmischung. Die Kugelmühle wurde als ungeeignet verworfen, weil beim Mischen des Mörtels in ihr der Normensand zerkleinert wurde. Auf Grund eingehender Versuche wurde die Dauer des Mischens und die Geschwindigkeit der Schalenumdrehung festgelegt.

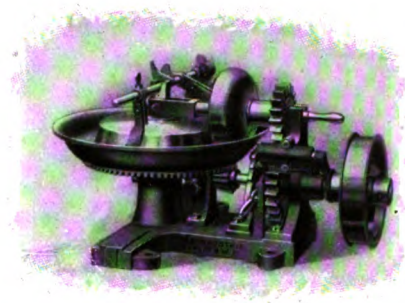


Abb. 14. Normenmörtelmischer. Bauart Steinbrück-Schmelzer.

Im Zusammenhang mit diesen Untersuchungen wurden auch ausgedehnte Versuche an Zug- und Druckkörpern zur Auffindung eines Verfahrens angestellt für die zuverlässige Bestimmung des zum Anmachen des Normenmörtels zu wählenden Wasserzusatzes, deren Ergebnis dahin ging, daß der Zeitpunkt des Wasser- oder Schlammaustrittes aus den an dem Aufsatzkasten der Druckform angebrachten Rillen als maßgebend für die Richtigkeit des Wasserzusatzes anzusehen sei (Abb. 15).

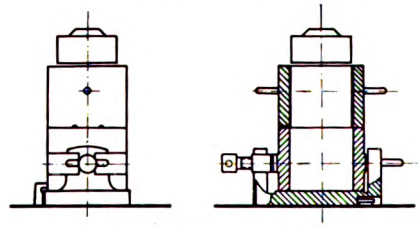


Abb. 15. Normen-Druckform.

Im Rahmen dieser Untersuchungen wurden zwecks Festlegung eines genauen Prüfverfahrens Versuche zur Klärung all der hierbei aufgetretenen Fragen zum einstweiligen Abschluß gebracht, so

1. über den Einfluß der Mörtelmenge auf die Dichtigkeit und Festigkeit der Probekörper,
2. über den Einfluß der Art des Einfüllens des Mörtels in die Formen,
3. über den Einfluß des Ölens der Formen auf die Festigkeit,
4. über den Einfluß der Mischarbeit mittels des Mörtelmischers unter Anwendung einer verschiedenen Anzahl Schalenumdrehungen,
5. über den Einfluß der schnelleren oder langsameren Folge der Hammerschläge,

und andere mehr.

Im Verfolg dieser Forschungsarbeiten beantragte im Jahre 1901 der Verein Deutscher Portlandzementfabri-

Digitized by Google

kanten beim Ministerium der öffentlichen Arbeiten die Abänderung der in Absatz VI der Normen von 1887 gegebenen Vorschriften zur Anfertigung der Zementsandproben, worauf der Minister mit Erlaß vom 13. März 1902 den Ersatz dieser Vorschriften durch die bekannten Bestimmungen für das Mischen des Normenmörtels und die Ermittlung des Wasserzusatzes verfügte, welche Bestimmungen später in die Normen von 1909 als vollgültig aufgenommen wurden.

Wie ich bereits erwähnte, hatte man schon zur Zeit der Einführung eines Sandmörtels an Stelle des reinen Zementes für die Bindekraftsprüfung den Einfluß der Art und Beschaffenheit des Sandes, sowie dessen Korngröße auf die Festigkeit des Mörtels und damit die Notwendigkeit der Einführung eines einheitlichen Sandes erkannt. Nach zahlreichen, an verschiedenen Stellen ausgeführten Versuchen wurde auf Vorschlag der Portlandzementfabrik Lossius-Delbrück schon in den ersten Normen von 1877 ein Sand vorgeschrieben, der durch Absieben auf dem 60- und 120-Maschensieb gewonnen war. Die Herstellung dieses Normensandes, die anfänglich jedem überlassen blieb, wurde in der Weise geregelt, daß der Sand zunächst in der Stettiner Zementfabrik in Züllchow und später in der Freienwalder Schamottefabrik in Freienwalde a. d. Oder erzeugt wurde.

Da sich von vornherein viele und große Schwierigkeiten nicht nur wegen der Fundstelle eines geeigneten Sandes und der Sicherstellung einer langjährigen Ausbeute, sondern auch wegen der Erzeugungsweise zur Erzielung eines gleichmäßigen Normensandes einstellten, wurde zur Regelung all dieser Fragen von Ihrem Verein die sogenannte Normensandkommission eingesetzt, die ja noch heute unter Vorsitz Ihres Herrn Dr. Goslich des Amtes waltet.

Zugleich wurden von dieser Kommission in Verbindung mit der Versuchsanstalt zu Charlottenburg sehr eingehende, mühevolle Versuche, die die Gewinnung eines gleichmäßigen, allen Ansprüchen genügenden Einheitssandes zum Ziele hatten, angestellt. Wenngleich im Jahre 1897 auf Antrag Ihres Vereins durch ministeriellen Erlaß die dauernde Überwachung der Herstellung des Normensandes durch die mechanisch-technische Versuchsanstalt verfügt und durchgeführt wurde, war das Fabrikationsverfahren in der ersten Zeit doch nicht so vollkommen, daß ein völlig einwandfreier Sand dauernd geliefert werden konnte, ein Umstand, der wegen der damit verbundenen Unsicherheit in der Prüfung des Portlandzementes zu großen Unzuträglichkeiten führte. Man erwog sogar aus diesem Grunde die Herstellung von Normensand aus Rhein- oder Grünstädter Sand. Und es bedurfte neuer und zäher Weiterarbeit unter Leitung des verdienstvollen Obmannes der Normensandkommission Dr. Goslich, um die Normensandfrage zu einem alle beteiligten Kreise befriedigenden Abschluß zu bringen; dies geschah, nachdem ein neues Verfahren für die Normensanderzeugung erprobt und die Kontrolle der Normensanderzeugung durch das Materialprüfungsamt Dahlem im Jahre 1907 nach einem von Martens gemachten Vorschlage in besonderer Weise geregelt worden war. Die Eigenschaften der Normen wurden wie folgt festgelegt.

Der Normensand wird aus einem tertiären Quarzlager der Braunkohlenformation in der Nähe von Freienwalde a. d. Oder durch Waschen und Sieben gewonnen. Er sollte folgenden Bedingungen entsprechen. Der Normensand soll mindestens 99% Kieselsäure und nicht mehr als 0,1% abschlämmbare Bestandteile enthalten. Seine Körner sollen durch kreisrunde Löcher von 1,35 mm Durchmesser fallen und auf kreisrunden Löchern von 0,775 mm Durchmesser liegen bleiben. Die Bleche der Kontrollsiebe sollen 0,25 mm dick sein. Bei der Kontrolle mit diesen Sieben dürfen nicht mehr als 2% zu grobe und 10% zu feine Körner zugelassen werden.

Es hat natürlich, namentlich weil in einigen außerdeutschen Ländern gemischtkörniger Normensand für die Zementprüfung vorgesehen ist, und solcher Sand bekanntlich höhere Mörtelfestigkeiten liefert als der gleichmäßig gekörnte deutsche Normensand, nicht an Bestrebungen gefehlt, auch in Deutschland einen gemischtkörnigen Sand für die Zementprüfung einzuführen, der außerdem noch den Vorteil hätte, die Ausgiebigkeit des Sandvorkommens beträchtlich zu erhöhen. Aber alle diese immer wieder neu auftauchenden Bestrebungen sind an dem zähen Widerstand der Verfechter des sich stetig mehr und mehr einbürgernden deutschen Normensandes, vor allem Ihres Dr. Goslich, der immer wieder mit Nachdruck auf die Mängel des gemischtkörnigen Sandes hinwies, gescheitert. So hat der deutsche Normensand, der sich im Laufe der Zeit Weltruf erworben und internationale Bedeutung erlangt hat, in der Zementprüfung seinen Platz behauptet, und wollte man heute die Geschichte des deutschen Normensandes schreiben, so müßte sie nicht betitelt werden: „Der deutsche Normensand", sondern: „Der Normensand Goslich".

Eine Eigenschaft, und zwar vielleicht die wichtigste, hat merkwürdigerweise in den ersten deutschen Zementnormen keine Berücksichtigung gefunden, nämlich die chemische Zusammensetzung des Portlandzementes. Erst im Anfang der 80er Jahre, als bekannt wurde, daß mehrere Zementfabriken ihren Erzeugnissen Hochofenschlacke beimischten und der Verein Deutscher Portlandzementfabrikanten daraufhin Anlaß nahm, gegen die Zumischung fremder Stoffe zum Portlandzement Stellung zu nehmen, weil durch das Überhandnehmen dieser Fälschungen der gute Ruf des deutschen Portlandzementes im In- und Auslande in Mißkredit gerate, stellte sich die Notwendigkeit heraus, auch der Frage der Zusammensetzung des Portlandzementes erhöhte Aufmerksamkeit zu schenken und durch entsprechende Ergänzung der Normen sich gegen das Eindringen gefälschten Portlandzementes zu schützen. So entstand die Begriffserklärung für Portlandzement in den Normen vom Jahre 1887.

Um den qualitativen und quantitativen Nachweis von Zusätzen zum fertigen Portlandzement zu erbringen, wurden mehrere Verfahren vorgeschlagen. Nachdem die Verfahren von Fresenius, Frühling, Weber und Heintzel, die alle auf verschiedenem Wege zum Ziele zu kommen suchten, sich als nicht zuverlässig genug erwiesen hatten, griff man auf die sogenannte Schwebeanalyse zurück, die 1898 Ljamin zur Bestimmung des freien Kalkes benutzte und baute diese im Material-

Digitized by Google

prüfungsamt Dahlem und im Labotarorium des Vereins Deutscher Portlandzementfabrikanten in Karlshorst weiter aus; sie beruht bekanntlich auf der Trennung

Abb. 16. Herstellungsraum für Zementproben.

der spezifisch leichteren Bestandteile der Schlacke von den spezifisch schwereren des Portlandzementklinkers durch eine Methylenjodid-Benzollösung. Ein anderes Verfahren ist später von Dr. Guttmann ausgearbeitet worden, das auf dem Wege der Auszählung der Schlackenanteile im mikroskopischen Bilde deren Menge bestimmt.

Zur Bestimmung der allgemeinen chemischen Zusammensetzung des Portlandzementes ist in Gemeinschaft von Dahlem und Karlshorst ein Analysengang festgelegt, der einheitlich die Art der Ermittlung der Einzelbestandteile des Zementes regelt.

M. H.! Meine Ausführungen sollten ihnen in gedrängter Form einen Überblick über die Entstehung und Entwicklung der Zementprüfung nach den Normen für Portlandzement geben. Wir haben gesehen, wie Prüfverfahren, die sich nicht bewährten, geändert, verlassen und dem Fortschritt der Erkenntnis entsprechend durch neue abgelöst wurden. Es ist das hohe Verdienst des Vereins Deutscher Portlandzementfabrikanten, als erster wissenschaftlicher Industrieverein Normen für die Prüfung seiner Erzeugnisse geschaffen und an der Vervollkommnung der Versuchsverfahren unablässig gearbeitet zu haben. So ist der Verein Deutscher Portlandzementfabrikanten bahnbrechend für die Prüfung und Wertschätzung der Portlandzemente des Handels gewesen und hat durch stetige Ausbildung und sorgfältige Beachtung der Lieferungs- und Prüfungsvorschriften die deutsche Portlandzementindustrie zu der hohen Blüte gebracht, deren sie sich heute erfreut.

Ergebnisse der Prüfung hochwertiger Portlandzemente nach den Normen.

Von **H. Burchartz**[1].

Im Betriebsjahre 1925/26 sind im Staatl. Materialprüfungsamt Berlin-Dahlem 83 hochwertige Portlandzemente nach den deutschen Normen für Portlandzement und darüber hinaus auf Zug- und Druckfestigkeit nach 3 Tagen Wasserlagerung sowie auf Zugfestigkeit nach 28 Tagen Wasser- und kombinierter Lagerung untersucht worden. Von den 83 Zementen wurden 70 von Fabriken, also den Erzeugern, und 13 von Verbrauchern zur Prüfung eingereicht.

Sämtliche Zemente waren nach den Normen langsambindend und raumbeständig und bestanden auch die Darr- und Kochprobe.

Sie genügten auch sämtlich den Anforderungen der Normen hinsichtlich der Mahlfeinheit.

Von 75 Zementen erreichten 7, d. s. 9%, nicht die nach den „Bestimmungen des Deutschen Ausschusses für Eisenbeton September 1925“ von hochwertigen Zementen für 3 Tage Wasserlagerung geforderte Mindestzugfestigkeit von 25 kg/cm².

Die nach den gleichen Bestimmungen für 3 Tage Wasserlagerung verlangte Mindestdruckfestigkeit von 250 kg/cm² wurde von allen Zementen erzielt.

Auch hinsichtlich der Zug- und Druckfestigkeit nach 28 Tagen kombinierter Lagerung erfüllten alle Zemente die in den genannten Bestimmungen enthaltene Vorschrift. (35 kg/cm² Zugfestigkeit und 450 kg/cm² Druckfestigkeit.)

Auf die Wiedergabe sämtlicher für die einzelnen Zemente ermittelten Versuchsergebnisse muß an dieser Stelle wegen Raummangels abgesehen werden. Um jedoch einen allgemeinen Überblick über diese Ergebnisse und gleichzeitig einen Anhalt für die Beurteilung des Zuverlässigkeitsgrades der für die einzelnen Eigenschaften gefundenen Werte zu gewinnen, sind die Ergebnisse in den Tafeln 1 bis 9 nach bestimmten Wertgruppen geordnet, nebst dem für jede Eigenschaftsgruppe aus sämtlichen Einzelwerten berechneten Mittelwert zusammengefaßt und in den Abb. 1 und 2 zeichnerisch dargestellt.

In den Tafeln ist ferner der in jeder Eigenschaftsgruppe gefundene Kleinst- und Größtwert aufgenommen; es sei indessen ausdrücklich bemerkt, daß diese Werte auf Zufälligkeiten beruhen und keine größere Bedeutung haben als jeder andere Einzelwert[1]. In den Tafeln ist für jede Wertgruppe einmal die Anzahl der Einzelfälle (n) und außerdem ihr Verhältnis zur Gesamtzahl der Fälle, diese = 100 gesetzt, angegeben.

Aus den Zusammenstellungen und dem Verlauf der Schaulinien ergibt sich folgendes:

[1] Original: Zement 16, Nr. 26, S. 538/42 (1927).

[1] Martens, Über den Zuverlässigkeitsgrad von Festigkeitsversuchen, Mitt. a. d. Kgl. Materialprüfungsamt 1911, S. 249 ff.

Digitized by Google

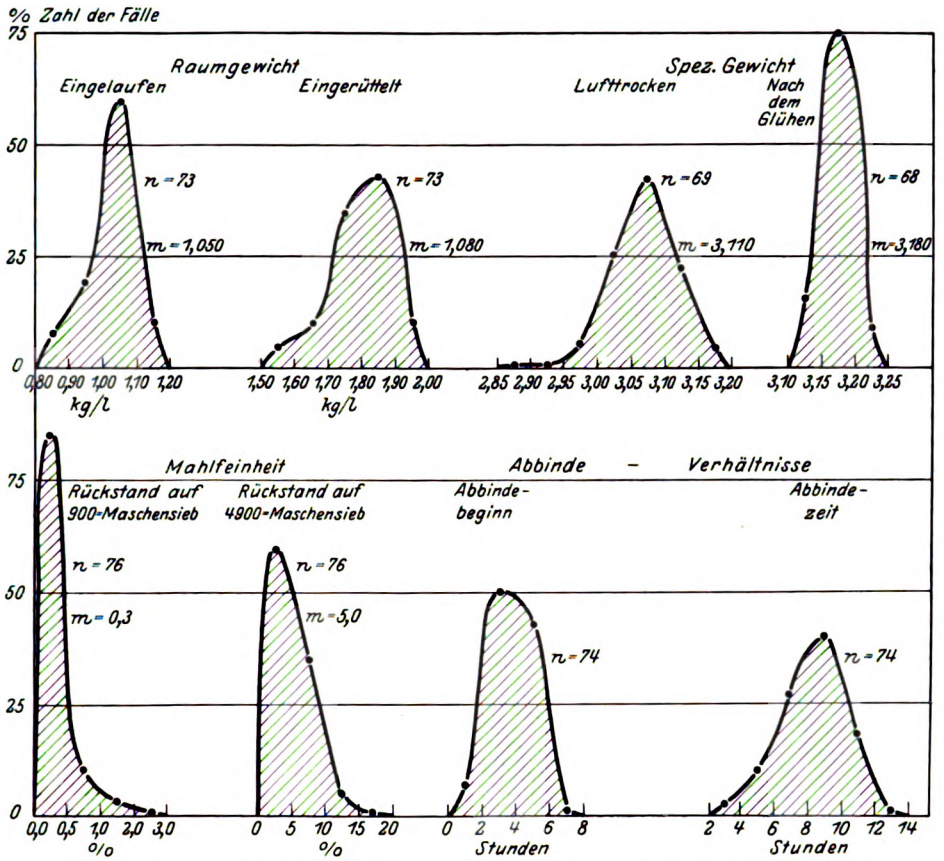


Abb. 1. Darstellung der Häufigkeit der Fälle innerhalb bestimmter Wertgruppen für Raumgewicht, spez. Gewicht, Mahlfeinheit und Abbindeverhältnisse.

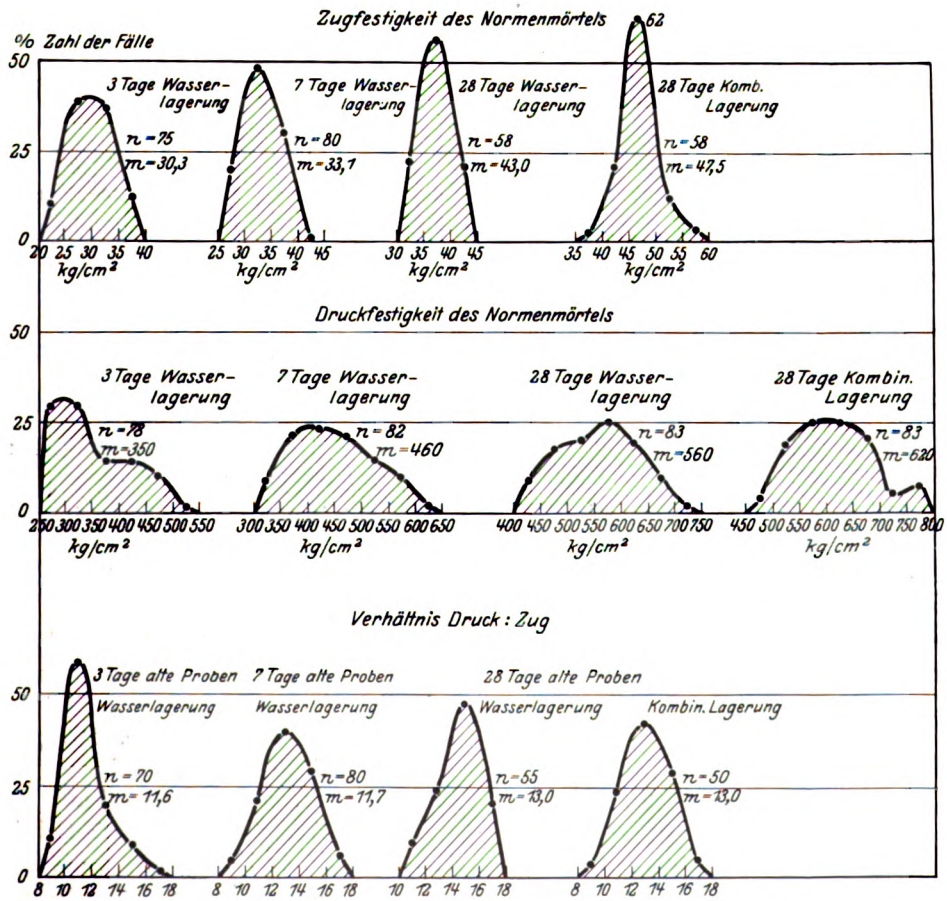


Abb. 2. Darstellung der Häufigkeit der Fälle innerhalb bestimmter Wertgruppen für Zugfestigkeit, Druckfestigkeit und Verhältnis Druck : Zug.

Digitized by Google

1. Raumgewicht (eingelaufen und eingerüttelt).

Tafel 1. Raumgewicht eingelaufen (Rl) und eingerüttelt (Rr).

Rl			Rr		
Grenzen	Zahl der Fälle n	%	Grenzen	Zahl der Fälle n	%
Kleinstwert = 0,880 kg			Kleinstwert = 1,510 kg		
0,80 bis 0,90 „	5	7	1,50 bis 1,60 „	3	4
1,90 „ 1,00 „	14	19	1,60 „ 1,70 „	7	10
1,00 „ 1,10 „	44	60	1,70 „ 1,80 „	25	34
0,10 „ 1,20 „	10	14	1,80 „ 1,90 „	31	42
	73		1,90 „ 2,00 „	7	10
				73	
Größtwert = 1,190 kg			Größtwert = 1,970 kg		
Mittelwert = 1,050 „			Mittelwert = 1,800 „		

Das Raumgewicht des eingelaufenen Zementes schwankt innerhalb verhältnismäßig geringer Grenzen, im wesentlichen (in 60% der Fälle) zwischen 1,0 und 1,10 kg/l. Durchschnittlich wiegt 1 l Zement eingelaufen **1,050 kg.**

Größere Abweichungen weisen die Werte für das Raumgewicht eingerüttelt auf. Diese liegen zwischen 1,50 und 2,00 kg/l. 1 l Zement wiegt eingerüttelt im Mittel **1,800 kg.**

Im Vergleich mit Normenportlandzement sind die hochwertigen Zemente leichter als die Normenportlandzemente, deren Raumgewicht eingelaufen durchschnittlich 1,160 kg/l und eingerüttelt 1,950 kg/l beträgt[1].

2. Spezifisches Gewicht (lufttrocken und geglüht).

Tafel 2. Spezifisches Gewicht lufttrocken (sl) und nach dem Glühen (sg).

sl			sg		
Grenzen	Zahl der Fälle n	%	Grenzen	Zahl der Fälle n	%
Kleinstwert = 2,860			Kleinstwert = 3,125		
2,90 bis 3,00	5	7	3,10 bis 3,20	62	91
3,00 „ 3,10	46	67	3,20 „ 3,25	6	9
3,10 „ 3,20	18	26		68	
	69				
Größtwert = 3,160			Größtwert = 3,226		
Mittelwert = 3,110			Mittelwert = 3,180		

Das spez. Gewicht des lufttrockenen Zementes liegt in der Mehrzahl der Fälle (67%) zwischen 3,0 und 3,1. Die übrigen Werte schließen sich eng an das Mittel an, das **3,16** beträgt. Noch gleichmäßiger ist das spez. Gewicht des geglühten Zementes, das in der weitaus größten Mehrzahl der Fälle (91%) zwischen 3,10 und 3,20 liegt. Das Mittel errechnet sich zu **3,18.**

3. Mahlfeinheit.

Sehr gleichmäßig sind die Werte für die Mahlfeinheit der Zemente. In 85% der Fälle beträgt der Rückstand auf dem 900-Maschensieb zwischen 0 und 0,5%.

[1] Burchartz: Die Eigenschaften von Portlandzementen, Eisenportlandzementen, Hochofenzementen und anderen hydraulischen Bindestoffen, Mitt. a. d. Materialprüfungsamt 1919, S. 85 u. f.

Tafel 3. Mahlfeinheit.

Rückstand auf dem 900-Maschensieb			Rückstand auf dem 4900-Maschensieb		
Grenzen	Zahl der Fälle n	%	Grenzen	Zahl der Fälle n	%
Kleinstwert = 0,0%			Kleinstwert = 0,1%		
0,0 bis 0,5%	65	85	0 bis 5%	44	59
0,5 „ 1,0%	8	11	5 „ 10%	27	35
1,0 „ 2,0%	2	3	10 „ 15%	5	6
2,0 „ 3,0%	1	1		76	
	76				
Größtwert = 3,0%			Größtwert = 15,0%		
Mittelwert = 0,3%			Mittelwert = 5,0%		

Durchschnittlich ergibt er sich zu **0,3%.** Etwas schwankender ist der Rückstand auf dem 4900-Maschensieb. In 59% der Fälle liegt dieser Rückstand zwischen 0 und 5% und in 35% der Fälle zwischen 5 und 10%. Mittel 5%.

4. Abbindeverhältnisse.

Tafel 4. Abbindeverhältnisse.

Abbindebeginn			Abbindezeit		
Grenzen	Zahl der Fälle n	%	Grenzen	Zahl der Fälle n	%
Kleinstwert = 1 Std.			Kleinstwert = $3^1/_2$ Std.		
1 bis 2 „	5	7	2 bis 4 „	2	3
2 „ 4 „	37	50	4 „ 6 „	8	11
4 „ 6 „	31	42	6 „ 8 „	20	27
6 „ 8 „	1	1	8 „ 10 „	30	40
	74		10 „ 12 „	13	18
			12 „ 14 „	1	1
				74	
Größtwert = $7^1/_4$ Std.			Größtwert = 14 Std.		

Der Abbindebeginn der Zemente liegt innerhalb verhältnismäßig geringer Grenzen, im wesentlichen (in 92% der Fälle) zwischen 2 und 6 Stunden. Größere Schwankungen zeigen die ermittelten Abbindezeiten, die für sämtliche Zemente zwischen 2 und 14 Stunden liegen. In 67% der Fälle binden die Zemente zwischen 6 und 10 Stunden ab.

5. Zugfestigkeit des Normenmörtels (Tafel 5).

a) Wasserlagerung:

Die Zugfestigkeit des 3 Tage alten Normenmörtels schwankt innerhalb ziemlich weiter Grenzen (zwischen 20 und 40 kg/cm²). In der Mehrzahl der Fälle (75%) liegt sie zwischen 25 und 35 kg/cm², in 9% der Fälle unter 25 kg/cm². 11 Zemente (15%) haben mehr als 35 kg/cm² Zugfestigkeit. Im Mittel beträgt sie **30,3 kg/cm².**

Auch die 7-Tagezugfestigkeit schwankt innerhalb ziemlich weiter Grenzen. Sie liegt in 79% der Fälle zwischen 30 und 40 kg/cm². 20% haben zwischen 25 und 35 kg/cm² und 1% zwischen 40 und 45 kg/cm² Zugfestigkeit. Mittel: **33,4 kg/cm².**

Sehr gleichmäßig ist die Zugfestigkeit des Mörtels nach 28 Tagen Wasserlagerung. In der Mehrzahl der Fälle (57%) liegt sie zwischen 35 und 40 kg/cm². 22% haben 30 bis 35 und 21% 40 bis 45 kg/cm² Zugfestigkeit. Mittel: **43,0 kg/cm².**

Digitized by Google

Tafel 5. Zugfestigkeit des Normenmörtels. Wasserlagerung.

3 Tage			7 Tage			28 Tage		
Grenzen	Zahl der Fälle		Grenzen	Zahl der Fälle		Grenzen	Zahl der Fälle	
	n	%		n	%		n	%
Kleinstwert = 20,4 kg/cm²			Kleinstwert = 26,3 kg/cm²			Kleinstwert = 31,0 kg/cm²		
20 bis 25 „	7	9	25 bis 30 „	16	20	30 bis 35 „	13	22
25 „ 30 „	29	39	30 „ 35 „	38	48	35 „ 40 „	33	57
30 „ 35 „	28	37	35 „ 40 „	25	31	40 „ 45 „	12	21
35 „ 40 „	11	15	40 „ 45 „	1	1		58	
Größtwert = 39,6 „	75		Größtwert = 40,4 „	80		Größtwert = 44,9 „		
Mittelwert = 30,3 „			Mittelwert = 33,4 „			Mittelwert = 43,0 „		

b) Kombinierte Lagerung:

Tafel 6. Zugfestigkeit des Normenmörtels. Kombinierte Lagerung.

Grenzen	Zahl der Fälle	
	n	%
Kleinstwert = 38,2 kg/cm²		
35 bis 40 „	1	2
40 „ 45 „	12	21
45 „ 50 „	36	62
50 „ 55 „	7	12
55 „ 60 „	2	3
	58	
Größtwert = 57,0 „		
Mittelwert = 47,5 „		

Ziemlich gleichmäßig ist die Zugfestigkeit nach 28 Tagen kombinierter Lagerung. In der Mehrzahl der Fälle (62%) liegt sie zwischen 45 und 50 kg/cm². 23% haben zwischen 35 und 45 kg/cm² und 15% zwischen 50 und 60 kg/cm² Zugfestigkeit (darunter 3% zwischen 55 und 60 kg/cm²). Mittel: **47,5 kg/cm².**

6. Druckfestigkeit des Normenmörtels (Tafel 7).

a) Wasserlagerung:

Die Druckfestigkeit des 3 Tage alten Normenmörtels weist erhebliche Schwankungen auf. Sie liegt insgesamt zwischen 250 und 550 kg/cm². In der Mehrzahl der Fälle (60%) liegt sie zwischen 250 und 350 kg/cm². 28% haben 350 bis 450 und 12% über 450 kg/cm² Druckfestigkeit. Mittel: **350 kg/cm².**

Die Druckfestigkeit des 7 Tage alten Normenmörtels schwankt ebenfalls innerhalb weiter Grenzen, insgesamt zwischen 300 und 650 kg/cm². Keine Wertgruppe weist eine ausgesprochene Mehrzahl auf. Mittel: **460 kg/cm².** Gleichfalls erheblich schwankend ist die Druckfestigkeit des 28 Tage alten Normenmörtels, die zwischen 400 und 750 kg/cm² liegt. Mittel: **560 kg/cm².**

b) Kombinierte Lagerung:

Tafel 8. Druckfestigkeit des Normengürtels. Kombinierte Lagerung.

Grenzen	Zahl der Fälle	
	n	%
Kleinstwert = 474 kg/cm²		
450 bis 500 „	2	3
500 „ 550 „	14	17
550 „ 600 „	20	24
600 „ 650 „	20	24
650 „ 700 „	17	20
700 „ 750 „	4	5
750 „ 800 „	6	7
	83	
Größtwert = 764 „		
Mittelwert = 620 „		

Auch die Druckfestigkeit des Normenmörtels nach 28 Tagen kombinierter Lagerung zeigt erhebliche Abweichungen. Sie schwankt insgesamt zwischen 450 und 800 kg/cm². Mittel: **620 kg/cm².**

7. Verhältnis Druck : Zug (Tafel 9).

Das Verhältnis Druck : Zug schankt für alle Altersstufen und Erhärtungsarten innerhalb ziemlich weiter Grenzen, und zwar zwischen 8 und 18. Im wesentlichen liegt es zwischen 10 und 16. Im Mittel beträgt es für

Tafel 7. Druckfestigkeit des Normenmörtels. Wasserlagerung.

3 Tage			7 Tage			28 Tage		
Grenzen	Zahl der Fälle		Grenzen	Zahl der Fälle		Grenzen	Zahl der Fälle	
	n	%		n	%		n	%
Kleinstwert = 254 kg/cm²			Kleinstwert = 325 kg/cm²			Kleinstwert = 431 kg/cm²		
250 bis 300 „	23	30	300 bis 350 „	7	9	400 bis 450 „	7	8
300 „ 350 „	23	30	350 „ 400 „	18	22	450 „ 500 „	13	17
350 „ 400 „	11	14	400 „ 450 „	19	23	500 „ 550 „	17	20
400 „ 450 „	11	14	450 „ 500 „	17	21	550 „ 600 „	21	25
450 „ 500 „	9	11	500 „ 550 „	12	14	600 „ 650 „	16	19
500 „ 550 „	1	1	550 „ 600 „	8	10	650 „ 700 „	8	10
	78		600 „ 650 „	1	1	700 „ 750 „	1	1
Größtwert = 550 „			Größtwert = 602 „	82		Größtwert = 704 „	83	
Mittelwert = 350 „			Mittelwert = 460 „			Mittelwert = 560 „		

Digitized by Google

Tafel 9. Verhältnis Druck : Zug.

Wasserlagerung								Kombinierte Lagerung		
3 Tage			7 Tage			28 Tage			28 Tage		
Grenzen	Zahl der Fälle		Grenzen	Zahl der Fälle		Grenzen	Zahl der Fälle		Grenzen	Zahl der Fälle	
	n	%		n	%		n	%		n	%
Kleinstwert = 8,6			Kleinstwert = 8,9			Kleinstwert = 10,4			Kleinstwert = 10,0		
8 bis 10	8	11	8 bis 10	3	4				8 bis 10	1	2
10 „ 12	45	59	10 „ 12	17	21	10 „ 12	5	9	10 „ 12	12	24
12 „ 14	15	20	12 „ 14	32	40	12 „ 14	13	24	12 „ 14	21	42
14 „ 16	7	9	14 „ 16	23	29	14 „ 16	26	47	14 „ 16	14	28
16 „ 18	1	1	16 „ 18	5	6	16 „ 18	11	20	16 „ 18	2	4
	76			80			55			50	
Größtwert = 17,8			Größtwert = 17,9			Größtwert = 17,7			Größtwert = 16,3		
Mittelwert = 12			Mittelwert = 14			Mittelwert = 13			Mittelwert = 13		

3 Tage Wasserlagerung **12**, für 7 Tage Wasserlagerung **14**, für 28 Tage **13** und für 28 Tage kombinierte Lagerung ebenfalls **13**.

Wenn auch nach Vorstehendem die Zugfestigkeit des 3 Tage alten Normenmörtels aus hochwertigen Portlandzementen die in den „Bestimmungen des Deutschen Ausschusses für Eisenbeton" vorgeschriebene Mindestzugfestigkeit von 25 kg/cm² durchschnittlich um 21% überschreitet, so gibt doch die Tatsache, daß 9% der Zemente diese Forderung nicht erfüllt hat, zu denken; und so sehr eine hohe Zugfestigkeit der Zemente erstrebenswert und die Festlegung einer möglichst hohen Mindestzahl für diese Festigkeit im Interesse der Bautechnikt wünschenswert ist, wäre doch zu erwägen, ob an dieser immerhin strengen Bedingung festgehalten werden soll; es sei denn, daß die Zementtechnik inzwischen so große Fortschritte gemacht hat, daß die Zementindustrie mit Sicherheit die Erzielung der geforderten Mindestzugfestigkeit gewährleisten kann. Man muß nämlich bedenken, daß die Zementwerke, falls die Mindestzugfestigkeit von 25 kg/cm² nach 7 Tagen Erhärtung mit Sicherheit erreicht werden soll, ihre Fabrikation auf die Erzeugung eines Zementes von mindestens 30 kg/cm² Zugfestigkeit einstellen müssen.

Unbedenklich erscheinen nach den vorliegenden Ergebnissen die in den amtlichen Betonbestimmungen an hochwertigen Zement hinsichtlich der Druckfestigkeit nach 3 Tagen Wasserlagerung sowie der Zug- und Druckfestigkeit nach 28 Tagen kombinierter Lagerung gestellten Bedingungen; denn nicht nur haben sämtliche geprüften Zemente diese Forderungen erfüllt, sondern sie durchschnittlich weit überschritten, und zwar für Druckfestigkeit nach 3 Tagen Wasserlagerung um 30%, Zugfestigkeit nach 28 Tagen kombinierter Lagerung um 36%, Druckfestigkeit nach 28 Tagen kombinierter Lagerung um 38%.

Dieser Befund muß als überaus günstig bezeichnet werden und legt Zeugnis ab von der hohen Leistungsfähigkeit der deutschen Zementindustrie.

Tonerdezement.

Von **H. W. Gonell**[1].

Von jeher wurde die Unbeständigkeit des Portlandzementes gegen gewisse chemische Einflüsse als großer Mangel dieses Bindemittels empfunden. Insbesondere die leichte Zerstörbarkeit durch sulfathaltige Wässer macht ihn zu Bauten im Meerwasser, zu Tunnelauskleidungen in sulfathaltigem Gestein u. dgl. ungeeignet. Es war daher ein höchst wichtiges Problem des Bauwesens, einen Zement zu finden, der diese Nachteile des Portlandzementes nicht besitzt, ohne ihm jedoch in seinen übrigen Eigenschaften nachzustehen.

Schon Fremy[2] erkannte 1865, daß Kalkaluminate im Gemisch mit Sand einen gegen Atmosphärilien und Seewasser hervorragend beständigen und sehr schnell erhärtenden Mörtel geben. Vicat gab an, daß ein Zement bei dem das Verhältnis

$$\frac{SiO_2 + Al_2O_3}{CaO + MgO}$$

größer als 1 ist, vom Seewasser nicht angegriffen werde. Hieran anknüpfend gelangte Bied[1] im Jahre 1908 zur Erfindung des Tonerdezementes. Um den obengenannten Faktor größer als 1 werden zu lassen, kann entweder der Kieselsäure- oder der Tonerdegehalt des Zementes gesteigert werden. Da der Vermehrung der Kieselsäure Grenzen gesetzt sind, indem man bald zu Produkten gelangt, die gar keine Festigkeit mehr besitzen, blieb nur übrig eine Erhöhung des Tonerdegehaltes zu versuchen.

Bied erhielt durch Zusammenschmelzen von Bauxit und Kalkstein in bestimmtem Verhältnis einen Zement, der infolge des hohen Gehaltes an Kalkaluminaten sehr schnell außerordentlich hohe Festigkeiten erreicht und gegen Meerwasser und sulfathaltige Wässer beständig ist. Die chemische Zusammensetzung ist etwa die folgende:

[1] Original: Metallbörse, Bd. 16, Nr. 72, S. 2017/18; Nr. 74, S. 2076 (1926).

[2] Fremy: Comptes rendues Bd. 60, S. 993 (1865).

[1] Bied: Revue de Métallurgie, 1922, S. 759 (Memoires), Bulletin de la Société d'Encouragement pour l'Industrie nationale.

Digitized by Google

Kieselsäure (SiO_2)	5 bis 12%,
Kalziumoxyd (CaO) . . .	35 bis 40%,
Tonerde (Al_2O_3)	40 bis 45%,
Eisenoxyd (Fe_2O_3) . . .	5 bis 20%.

Der Zement enthält also bedeutend mehr Tonerde als Portlandzement und wird demnach sinngemäß als Tonerdezement bezeichnet, während die handelsüblichen Bezeichnungen, wie „Ciment fondu", „Ciment electrique", „Alca-Schmelzzement", auf die Art der Herstellung Bezug nehmen. Indessen ist diese durchaus nicht wesentlich für die Eigenschaften des Produktes. Der Schmelzprozeß ist lediglich bedingt durch den Umstand, daß Sinterungstemperatur und Schmelzpunkt der Kalkaluminate sehr nahe beieinander liegen und daher Klinkerbildung im Großbetriebe nur schwierig zu erreichen ist. Man kann aus denselben Rohstoffen ebenso guten Zement durch Sinterung erhalten, wie durch Versuche mit kleinen Laboratoriumsöfen erwiesen ist[1].

I. Die Fabrikation.

Die Fabrikation im großen wurde von der Société anonyme des Chaux et Ciments de Lafarge et du Theil aufgenommen. Sie stellt den „Ciment fondu" in einem Wassermantelofen her. Die Rohstoffe, Bauxit und Kalkstein, werden nach Analyse in einem Verhältnis gemischt, das der oben angegebenen Zusammensetzung des Schmelzproduktes entspricht. Die Schmelzung erfolgt bei etwa 1500°. Die Schmelze wird abgestochen und erstarrt zu einer dunkelschiefergrauen sehr harten Masse, die ebenso wie Portlandzementklinker fein gemahlen wird. Die Fabrikation wurde erst während des Krieges in größerem Umfange betrieben, als von der französischen Armee ein rasch erhärtender Zement für Unterstände und den Geschützunterbau angefordert wurde.

Nach dem Kriege wurde vom Bureau d'organisation économique die Herstellung im elektrischen Ofen betrieben. An Stelle des Kalksteins wird hier Kalk verwendet, da sonst die starke Kohlendioxydentwicklung einen sehr großen Elektrodenverbrauch bewirken würde, indem bei der hohen Temperatur des Schmelzraumes CO_2 mit der glühenden Elektrodenkohle reagiert nach der Gleichung

$$CO_2 + C \rightarrow 2\,CO - 38{,}8\,Cal.$$

Seit 1920 wird elektrisch geschmolzener Tonerdezement in einem Werke der Société des Produits chimiques d'Alais, Forges et Camargue in Argentière la Bassé hergestellt und unter der Bezeichnung „Ciment électrique" in den Handel gebracht. Bei dem von dieser Gesellschaft verwendeten Ofen gelangen die Rohstoffe mit etwas Koks gemischt zunächst in einen Schacht, in dem sie unter fortschreitender Erhitzung dem Schmelzraum entgegengeführt werden. Der Schmelzraum ist mit einer Kohlensohle versehen, die mit dem einen Pol der Zuleitung verbunden ist, während die seitwärts in den Ofen eingeführten Elektroden an den anderen Pol angeschlossen sind. Zur Erzeugung der Schmelze ist ein Lichtbogen erforderlich, da die äußerst geringe Leitfähigkeit der Kalkaluminate den Betrieb des Ofens als Widerstandsofen unmöglich macht.

[1] Vgl. R. Grün: „Zement" 1924, S. 27ff. und 39ff.

In Belgien wird ein Schmelzzement hergestellt, der aber mehr Kalk enthält als der Tonerdezement und dementsprechend von R. Grün[1] als „Kalktonerdezement" bezeichnet wird. Seine Zusammensetzung ist etwa 15% SiO_2, 50% CaO, 28% Al_2O_3, 2% Fe_2O_3[2]. Seine Eigenschaften dürften also zwischen denen des Portlandzementes und des Tonerdezementes liegen. Ausführlichere Angaben liegen bisher nicht vor.

In der Schweiz erzeugt die „Société de la Fonte électrique de Bex" auf elektrothermischem Wege[2] Tonerdezement.

In England hat eine Tochtergesellschaft der Société de Lafarge die Fabrikation aufgenommen.

Seit 1924 wird auch in Deutschland Tonerdezement im elektrischen Ofen hergestellt, und zwar unter dem Namen „Alca-Schmelzzement" im Werk der Elektroschmelze A.-G. in Zschornewitz bei Golpa.

II. Eigenschaften.

a) Chemische Konstitution.

Zahlreiche Forscher haben untersucht, welche Kalkaluminate als Träger der Erhärtung des Tonerdezementes in Frage kommen[3], indem sie die verschiedenen Kalkaluminate in kleinen Laboratoriumsöfen synthetisch herstellten und auf ihre Eigenschaften prüften. Nach den Arbeiten von Schott[4], dem wir die ersten Zahlenangaben über das Erhärtungsvermögen der Kalkaluminate verdanken, Killig[5], Endell[6] und P. H. Bates[7] scheint das Monocalciumaluminat $CaO \cdot Al_2O_3$ die Hauptrolle zu spielen. Dagegen gelangt W. Dyckerhoff[8], gestützt auf wichtige petrographische Argumente, zu dem Ergebnis, daß der instabilen α'-Modifikation des Pentakalziumtrialuminats ($5\,CaO \cdot 3\,Al_2O_3$) ein bedeutender Anteil an der Bildung des Tonerdezementes zukommt. Diese instabile Verbindung wandelt sich zwar in reinem Zustande rasch um, bleibt aber im Schmelzfluß ternärer Gemische offenbar erhalten. Die Kieselsäure bewirkt in der Schmelze die Bildung von Dikalziumsilikat[9] oder — nach anderen Angaben — von Melilith. Beide Verbindungen haben nur schwach hydraulische Eigenschaften und können daher bei der Erhärtung des Tonerdezementes keine wesentliche Rolle spielen. Über den Vorgang des Abbindens und Erhärtens der Kalkaluminate haben Kaisermann[10], Gallo[11], H. Passow[12] u. a. Untersuchungen angestellt. Danach spalten die niedrig basischen Aluminate Tonerde als Gel ab

[1] R. Grün: T. J. Z. 1924, Nr. 24, Zement 1924, S. 27/30, 39/41.

[2] „Zement" 1924, 274.

[3] Shepherd, Rankin and Wright: Am. J. of Science, Vol. 28, S. 293. 1910. — S. Spakman: Vortrag v. d. Am. Soc. for Test. Materials, Atlantic-City, Juli 1910; Le Chateliers: Recherches expérimentales, S. 5.

[4] O. Schott: Diss. Heidelberg 1906.

[5] Killig: Zementprotokoll 1913, 1919.

[6] Endell: Zement 1919, S. 319.

[7] P. H. Bates: Technol. Papers of the Bureau of Standards 1921, Nr. 197.

[8] W. Dyckerhoff: Zement 1924, 386; 1925, 60.

[9] A. Troche: „Beton und Eisen", 1923, S. 271.

[10] Kaisermann: Diss. Jena 1910.

[11] Gino Gallo: T. J. Z. 1919, S. 140.

[12] H. Passow: Diss. Hamburg 1922.

Digitized by Google

und gehen in Trikalziumaluminat über, das unter Wasseraufnahme erstarrt[1].

Eine eindeutige Klärung der Konstitution und der chemischen Umsetzungen im Tonerdezement ist indessen durch alle diese Arbeiten noch nicht erzielt worden. Die Ansichten gehen in dieser Beziehung beim Tonerdezement noch weiter auseinander als beim Portlandzement, dessen Konstitution ja auch noch nicht ganz feststeht, obwohl wir ihn schon über 100 Jahre kennen.

b) Hydraulischer Modul und Silikatmodul.

Infolge des hohen Tonerdegehaltes ist der hydraulische Modul bedeutend kleiner als beim Portlandzement und hat den Wert von etwa 0,5 bis 1,1. Der Silikatmodul wurde zu 0,14 bis 0,25 gefunden.

Das spezifische Gewicht ist etwas größer als 3 (3,07 bis 3,2), das Litergewicht eingelaufen etwas über 1 kg.

c) Abbinden und Erhärten.

Die Abbindezeit des Tonerdezementes entspricht der eines normalen Portlandzementes (auch der Wasseranspruch ist annähernd der gleiche). Nach Bied liegt der Beginn des Abbindens bei etwa 4 St., das Ende bei 7 bis 8 St., nach anderen Angaben bei 2 bzw. 4 bis 5 St. Elektrozement soll etwas langsamer abbinden als im „Waterjacket" geschmolzener. Beim Abbinden findet eine außerordentliche Temperaturerhöhung statt, die von manchen Autoren auf über 150° angegeben wird[2]. A. Hummel beobachtete bei 1000 g „Elektrociment" im Alter von 4 bis 8 St. eine Temperaturerhöhung von 113°[3]. Es ist deshalb notwendig, für genügende Feuchtigkeit der Atmosphäre während des Abbindens zu sorgen und Mörtel und Beton nicht zu trocknen anzusetzen.

Wie schon erwähnt, erreicht der Tonerdezement sehr schnell große Anfangsfestigkeiten. Seine Festigkeit nach einem Tage entspricht etwa der 28 Tage-Festigkeit von Portlandzement. Auch die hochwertigen Portlandzemente einschließlich des Sonderportlandzementes von Holderbank bleiben hinsichtlich der Schnelligkeit der Erhärtung hinter ihm zurück. Nach 28 Tagen findet allerdings eine Annäherung der Werte statt, da der Tonerdezement nur langsam weitererhärtet. Auffallend ist besonders das Ausbleiben einer Zunahme der Zugfestigkeit bei Wasserlagerung, das bei „Ciment fondu" auch bei Luftlagerung (nach Angabe von Gehler) beobachtet wurde. Eine Übersicht über die Festigkeitswerte von Tonerdezement im Vergleich mit normalem und hochwertigem Portlandzement gab Gehler in seinem Vortrage auf der Hauptversammlung 1924 des Vereins Deutscher Portlandzementfabrikanten[4]. Dieser Übersicht sind die in der folgenden Tabelle aufgeführten Werte zum Teil entnommen.

d) Widerstandsfähigkeit gegen chemische Einflüsse.

Die wertvollste Eigenschaft des Tonerdezementes ist seine hohe Beständigkeit gegen chemische Einflüsse.

Zugfestigkeit. (1 Zement + 3 Normensand.)

	Wasserlagerung in Tagen					Komb. Lagerung
	1	2	3	7	28	28 Tage
Portlandzement[1] (Grundmann, Oppeln)	—	14,9	—	20,5	—	39,7
Hochwertiger Portlandzement[1] (Standard) . .	—	21,9	—	26,9	—	41,7
Holderbank-Spezialmarke[2] (Mittel aus 3 Sorten) . .	—	—	33,7	40,9	—	45,7
Ciment fondu[3].	32,3	38,5	32,1	35,5	32,5	—
Ciment fondu[4].	—	—	33,6	33,0 (6 Tage)	—	31,2
Elektrociment[5]	34,6	—	31,4	32,2	—	40,8
Alca-Schmelzzement[6]. . .	—	—	29,0	33,4	32,5	51,7

Druckfestigkeit. (1 Zement + 3 Normensand.)

	Wasserlagerung in Tagen					Komb. Lagerung
	1	2	3	7	28	28 Tage
Portlandzement[1] (Grundmann, Oppeln)	—	125	—	186	—	353
Hochwertiger Zement[1] (Standard)	—	219	—	351	—	542
Hochwertige Portlandzement[2] (Holderbank-Spezialmarke)	—	—	403	545	—	661
Ciment fondu[3].	344	425	415	478	582	—
Ciment fondu[4].	434	502	538	599 (6 Tage)	—	636
Elektrociment[5]	434	—	535	558	—	680
Alca-Schmelzzement[6]. . .	—	—	569	580	627	741

Nach den bisherigen Untersuchungen steht bereits fest, daß Tonerdezement gegen Meerwasser, Kalziumsulfat- und Magnesiumsulfatlösung beständig ist[7]. So beobachtete Nietzsche beim Lagern der Probekörper in starker Magnesiumsulfatlösung während der Dauer eines Jahres keinerlei äußere Veränderung, guten Anstieg der Zugfestigkeit, geringfügige Abnahme der Druckfestigkeit. Bied[7] gibt an, daß man dem Tonerdezementmörtel an Stelle von Sand einen beträchtlichen Teil zerstoßenen Anhydrits[8] zusetzen kann, ohne daß schädliche Wirkungen auftreten.

Über das Verhalten von Mörtelkörpern in verschiedenen anderen Chemikalien hat H. Eisenbeck, Zschornewitz, umfangreiche Versuche angestellt, von deren Ergebnissen einiges angeführt sei[9]. Tonerdezement erwies sich gegen den Angriff von 1proz. Salzsäure, Salpeter-

[1] Nach Gallo entsteht $3\,CaO \cdot Al_2O_3 \cdot 10\,H_2O$.

[2] Engineering, Vol. 114, S. 180/181.

[3] Hummel: Bauingenieur, 1924, S. 110.

[4] Gehler: „Zement" 1924, S. 160, 175, 189, 203.

[1] Versuche von Gehler, Versuche a. d. Materialprüfungsamt Dresden (Zement, 1924, S. 192, 193).

[2] Versuche im Materialprüfungsamt Zürich.

[3] Fabrikat Soc. anonyme de Lafarge et du Theil. Versuche von N. de Tedesco (Beton und Eisen 1922, S. 275).

[4] Versuche von Suenson-Kopenhagen (Beton u. Eisen 1923, S. 276).

[5] Versuche von A. Hummel (Diss. Karlsruhe 1924, Bauingenieur 1924, S. 110).

[6] Versuche des Staatl. Materialprüfungsamts Berlin-Dahlem.

[7] Vgl. z. B. Jeanneret: Bulletin technique de la Suisse Romande, Febr. 23, Ref. Bauing. 1923, S. 345. Nitzsche: Zement 1924, S. 136. Bied: Revue de Métallurgie 1922, 759ff.

[8] Anhydrit ist die in der Natur vorkommende kristallwasserfreie Modifikation des Kalziumsulfates.

[9] H. Eisenbeck: Chem.-Zg. 50, S. 202—204, 239—241 (1926) mit zahlreichen Tabellen und Kurvenbildern.

Digitized by Google

säure und insbesondere von Schwefelsäure widerstandsfähiger als Portlandzement. Lösungen von Ammonsalzen, verschiedenen Chloriden und Sulfaten hatten keinen oder nur geringen Einfluß auf die Festigkeit. Dagegen zeigte sich beim Lagern in 5proz. Natriumbikarbonatlösung starkes Absinken der Festigkeit, während Portlandzement nicht angegriffen wurde. Auch in Natronlauge zeigten sich starke Schwankungen der Druckfestigkeit. Haegermann und Hart[1] untersuchten das Verhalten des Zementmehles in verschiedenen Lösungen.

Gasförmige Kohlensäure beeinflußt den Verlauf des Abbindens des Tonerdezementes, indem sich an der Oberfläche eine absandende Schicht bildet, die besonders bei reinem Zement bemerkbar ist, am Mörtel aber weniger in Erscheinung tritt. Durch dauerndes Feuchthalten während des Abbindens (Bedecken mit feuchten Tüchern) kann das Absanden verhindern, durch starkes Anfeuchten der absandenden Schicht nachträgliches Abbinden bewirkt werden[2].

III. Die Verwendung in der Praxis.

Einer allgemeinen Verwendung des Tonerdezementes im Beton- und Eisenbetonbau, für den er infolge seiner schnellen Erhärtung und der dadurch ermöglichten Abkürzung der Bauzeit große Vorteile bietet, steht bisher noch der hohe Preis entgegen.

Für normale Eisenbetonbauten, bei denen eine Verkürzung der Bauzeit und erhöhte Festigkeit erzielt werden soll, kommt daher im allgemeinen nur hochwertiger Portlandzement in Frage, der nur etwa 1,2mal soviel wie gewöhnlicher Portlandzement kostet, den Tonerdezement aber hinsichtlich der Anfangsfestigkeiten nicht erreicht.

Den Tonerdezement wird man dagegen in allen den Fällen anwenden, wo es auf besondere Schnelligkeit der Ausführung oder auf besondere Widerstandsfähigkeit gegen Meerwasser oder sulfathaltige Wässer ankommt.

Die Verwendung während des Krieges bei den Heeren der Entente für Geschützbettung, zum Bau von Unterständen usw. wurde bereits erwähnt. In Paris werden die Straßenbahnschienen in Tonerdezement verlegt, wodurch die Unterbrechung des Betriebes auf ein Mindestmaß an Zeit beschränkt wird[2]. Ebenso ist der Tonerdezement natürlich auch für den Bau von Untergrundbahnen und von Überführungen u. dgl. an in Betrieb befindlichen Eisenbahnstrecken mit Vorteil anzuwenden.

Eine sehr wertvolle Eigenschaft des Tonerdezementes ist sein ausgezeichnetes Haftvermögen an Portlandzementmörtel und -beton. Man kann daher den Tonerdezement sehr gut zum Verbinden von Teilen aus Portlandzementbeton verwenden, z. B. zum Vergießen der Ankerbolzen in Maschinenfundamenten und auch zum Kitten von Rissen in denselben[1]. Bei Hochbauten, die aus fabrikmäßig hergestellten Eisenbetonbaugliedern zusammengesetzt werden, sind die Stoßstellen, wenn die Verbindung durch Tonerdezement erfolgt, schon nach 1 bis 2 Tagen tragfähig[2]. Zu diesem Zwecke wurde der Tonerdezement zuerst von Lossier angewendet[3]. Kürzlich berichtete H. Becker über den Bau eines Schachtes in einem Bergwerk aus vorher fertiggestellten Betonteilen, die mit Tonerdezementmörtel vermauert wurden[4].

Infolge der starken Temperaturerhöhung beim Abbinden kann Tonerdezement bei viel niedrigeren Außentemperaturen verarbeitet werden als Portlandzement[5].

Endlich wird der Tonerdezement überall dort bevorzugt werden, wo die Widerstandsfähigkeit gegen Meerwasser oder sulfathaltige Wässer von Wichtigkeit ist. Praktisch bewährt hat sich der Tonerdezement bereits bei Tunnelbauten in gipshaltigem Gestein, wo Portlandzement rasch der Zerstörung anheimgefallen war, so z. B. beim Bau des Brauß-Tunnels der Linie Nizza—Coni[6] und beim Tunnel von Magnacum (Schweiz)[7].

Infolge der guten Haftfähigkeit an Portlandzement kann man Rohre aus diesem Material innen mit einer Schicht aus Tonerdezement versehen, um sie widerstandsfähig gegen angreifende Flüssigkeiten zu machen[8].

Tonerdezement kann mit Portlandzement bis zur Höhe von 10% gemischt verarbeitet werden, vorausgesetzt, daß die Mischung ganz gleichmäßig ist und am besten durch gemeinsames Mahlen beider Stoffe erfolgt. Findet dagegen eine örtliche Verunreinigung des Tonerdezementes mit einem anderen Zement oder mit Kalk statt, so wird dadurch die Erhärtung empfindlich gestört. Auf solche Verunreinigungen, wie sie durch Unachtsamkeit auf der Baustelle vorkommen können, sind wahrscheinlich Mißerfolge mit Tonerdezement, über die zuweilen berichtet wird, in den meisten Fällen zurückzuführen[9].

---

[1] Haegermann und Hart: Zement 14, S. 204 (1925).

[2] H. Vierheller: Zement 14, S. 597 (1925). H. W. Gonell: „Über die Ursache der Abbindestörungen bei Tonerdezement", Zement 15, S. 714/15 (1926). Diese Mitteilungen, S. 18.

[1] Vgl. z. B. Zement 14, 635 (1925).

[2] Vgl. A. Troche, l. c. über Versuche von Suenson-Kopenhagen.

[3] Bied: Revue de Métallurgique, l. c.

[4] Zement 14, S. 769 (1925).

[5] Siehe z. B. O. Gaßner: Zement 14, 293 (1925).

[6] „Zement" 1924, S. 274, Referat nach einem Bericht von A. Paris-Lausanne.

[7] Vgl. H. Eisenbeck: l. c., S. 202.

[8] R. Vierheller: Baumarkt 1926, Nr. 2 und 3.

[9] Ein vollständiges Verzeichnis der bis zum Jahre 1925 erschienenen Literatur über Tonerdezement findet sich bei O. Gaßner: Zement 14, 216 (1925).

Digitized by Google

Über die Ursache der Abbindestörungen bei Tonerdezement.

Von **H. W. Gonell**[1].

Bei der Ausführung der üblichen normenmäßigen Raumbeständigkeitsprobe an Tonerdezement wird beobachtet, daß die Probekuchen „absanden", d. h. sie bilden an der Oberfläche eine leicht mit dem Finger abreibbare Schicht. Im übrigen sind die Kuchen aber eben und rißfrei, an der Berührungsfläche mit der Glasplatte stets vollständig abgebunden, glashart, hochglänzend und von dunkelgrauer (in feuchtem Zustande von schwarzer) Farbe.

Es liegt nahe, das „Absanden" auf die Einwirkung der Luft zurückzuführen, und zwar käme wohl nur die Kohlensäure als wirksamer Faktor in Betracht. Aus kalkarmen Portlandzementen hergestellte Proben haben ebenfalls bisweilen „Absanden" gezeigt. Kühl und Michaelis haben festgestellt, daß die Erscheinung auf die Wirkung der Luftkohlensäure zurückzuführen ist[2]. Die Versuche von Vierheller[3] an „Alca-Schmelzzement" sprechen ebenfalls für diese Erklärung, während Nitzsche und Gündel[4] behaupten, daß die Absandung auch in CO_2-freier Atmosphäre auftritt, und also nicht durch die Einwirkung der Kohlensäure, sondern durch starke Wasserverdunstung aus der Oberfläche der Kuchen zu deuten sei.

Zur Klärung der Frage wurden die im folgenden beschriebenen Versuche mit Probekuchen aus Tonerdezement angestellt.

Der Tonerdezement war „Alca-Schmelzzement", den die Elektroschmelze G. m. b. H. zur Verfügung gestellt hatte. Die zu den Proben erforderlichen Probekörper, Kuchen, wie sie für die normenmäßige Raumbeständigkeitsprüfung benutzt werden, wurden aus reinem Zement mit 25% Wasserzusatz gefertigt. Die Kuchen wurden jeweils sofort nach der Herstellung auf Glasplatten liegend in die Untersuchungsatmosphäre gebracht.

a) Die Kuchen wurden in feuchter Luft aufbewahrt:

Die absandende Schicht war etwa 1 mm dick, und zwar konnte man eine obere Schicht, die in großen, etwa 0,5 mm dicken Stücken abblätterte, und eine darunter liegende von annähernd gleicher Dicke, die sich leicht mit dem Finger abreiben ließ, unterscheiden. Beide Schichten waren hellbraun gefärbt, während der abgebundene Teil des Kuchens dunkelgrau war. Die obere absandende Schicht schien etwas heller als die untere. Die Unterseite des Kuchens war vollständig hart und hochglänzend.

b) Die Kuchen wurden unter einer Glasglocke, die mit feuchter Kohlensäure gefüllt war, aufbewahrt:

Die absandende Schicht war merklich stärker als bei a). Ihr oberer Teil blätterte schon bei leiser Berührung in etwa 0,8 mm Dicke ab. Die Dicke der ganzen absandenden Schicht war 1,5 bis 2 mm. Farbe und Unterseite wie unter a).

c) Die Kuchen wurden im Exsikkator über Kalilauge aufbewahrt, und zwar wurde der Exsikkator zuerst bis auf etwa 30 mm Druck evakuiert und dann mit Luft, die über Natronkalk geleitet und somit kohlensäurearm war, gefüllt:

Die Kuchen waren einheitlich dunkelgrau gefärbt. Die Oberfläche ließ sich mit dem Fingernagel ritzen und bei starkem Druck mit dem Finger etwas abreiben. Die Kuchen konnten nahezu als scharfkantig bezeichnet werden. Unterseite wie a) und b).

d) In Sauerstoff über Kalilauge banden die Kuchen vollständig ab und hatten in feuchtem Zustande schwarze Farbe.

e) Die Kuchen wurden im auf 12 mm evakuierten und dann verschlossenen Exsikkator über Natronkalk + Chlorkalzium gelagert: Das Ergebnis entsprach dem des Versuches d). Die Kuchen waren dunkelgrau, scharfkantig und ließen sich nur bei Anwendung starken Druckes mit dem Fingernagel ritzen. Infolge des Entweichens von Luft aus dem Innern der Kuchen beim Evakuieren war das Gefüge der Kuchen porig und die Oberfläche stellenweise rissig. Daneben traten infolge der beschleunigten Verdunstung auch Schwindrisse auf.

f) Die Kuchen wurden in einem Exsikkator aufbewahrt, der Wasser enthielt und evakuiert wurde, so daß sie sich in einer fast kohlensäurefreien und nahezu wasserdampfgesättigten Atmosphäre befanden. Absandung wurde nicht beobachtet. Aussehen der Kuchen wie unter d).

g) Die Kuchen wurden mit einem dicht an der Oberfläche anliegenden Uhrglase bedeckt. Absandung trat nur an dem mit Luft in Berührung stehendem Rande zwischen Uhrglas und Unterlage und an einzelnen kleinen nesterartigen Stellen ein[1].

h) Die Kuchen wurden mit einem größeren Uhrglase überdeckt, so daß sich noch ein Luftraum von etwa $^1/_2$ cm Höhe über dem Kuchen befand, und der Rand des Uhrglases mit Wachs luftdicht auf die Glasunterlage aufgekittet. Die Abbindung war ebenfalls vollständig. Hierbei wurde beobachtet, daß das von den Kuchen infolge der Erwärmung beim Abbinden abgegebene und am Uhrglase niedergeschlagene Wasser nachträglich vollständig aufgenommen wurde. Ließ man den Kuchen unter dem gleichen Uhrglase abbinden, ohne ihn luftdicht abzuschließen, so trat Absandung ein.

i) Die nichtabgebundene Schicht der in Luft oder Kohlensäure gelagerten Kuchen band nachträglich mit Wasser ab, wie auch Nitzsche und Vierheller festgestellt haben. Das Alter der Kuchen spielt dabei keine Rolle. Die absandende Schicht von Kuchen, die vier Monate in Zimmerluft gelegen hatten, band ebensogut ab wie die von 1 Tag alten Kuchen. Das nachträgliche

[1] Original: Zement 15, Nr. 39, 714/15 (1926).

[2] Vortrag von H. Kühl auf der Generalversammlung des Vereins Deutscher Portland-Cement-Fabrikanten.

[3] H. Vierheller: „Zement" 1925, S. 597.

[4] G. Nitzsche und W. Gündel: „Zement" 1925, S. 184.

[1] Auf diese gelegentlich vorkommende Nesterbildung hat s. Z. Hummel schon hingewiesen (Bauing. 1924, S. 110).

Digitized by Google

Abbinden wurde bewirkt durch starkes Anfeuchten der Oberfläche und Bedecken mit einem feuchten Tuch. Das Absanden konnte auch dadurch verhindert werden, daß die Kuchen schon nach wenigen Stunden mit einem feuchten Tuch bedeckt wurden. Die nachträglich abgebundene Schicht war an der Bruchfläche zerbrochener Kuchen als dunklerer Streifen zu erkennen.

Die Prüfung der Kuchen auf Gehalt an Kohlensäure hatte folgendes Ergebnis: In der absandenden Schicht eines Zementkuchens wurden 4,6% Kohlensäure festgestellt, in dem vollständig erhärteten Teil desselben Kuchens nach sorgfältigem Abschaben der absandenden Schicht dagegen nur 1,6%. Der Kohlensäuregehalt der absandenden Schicht ist also fast dreimal so groß als der des abgebundenen Zementes. Dies läßt sich auch schon ohne weiteres erkennen, wenn man zum Vergleich abgesandeten und abgebundenen Zement mit Salzsäure befeuchtet. Nur bei ersterem ist starkes Aufbrausen zu beobachten.

Die vorstehend beschriebenen Versuche bestätigen also durchaus die Ergebnisse der Versuche Vierhellers, die auch auf eine Einwirkung der Kohlensäure hindeuten. Die Ansicht Nitzsches, daß der Tonerdezement infolge der starken Erwärmung und hierdurch bedingten Verdunstung des Anmachewassers absande, erscheint insbesondere durch den Versuch e) eindeutig widerlegt, da hier unter starker Begünstigung der Verdunstung vollständiges Abbinden eintrat. Richtig ist nur, daß in Gegenwart von Kohlensäure möglichste Verhinderung der Verdunstung des Wassers, d. h. für die Praxis gutes Feuchthalten des Zementes günstig wirkt, worauf ja Vierheller auch schon hingewiesen hatte. Im übrigen macht sich im Mörtel schon das Absanden kaum bemerkbar, wie an Proben aus Normensandmörtel festgestellt werden konnte.

Die innere Ursache der starken Einwirkung der Kohlensäure ist wohl in der Empfindlichkeit der hydratisierten Kalziumaluminate gegen Kohlensäure zu suchen. Offenbar ist diese Empfindlichkeit während der Hydratbildung beim Abbinden besonders groß; denn vollständig abgebundener Tonerdezement zeigte innerhalb der bisherigen Beobachtungzeit in trockener Kohlensäureatmosphäre keine Veränderung. Über die Zersetzung von Kalziumhydroaluminaten durch Kohlensäure berichtete seinerzeit Hellweg[1]. Ob kohlensaures Wasser auf das Erhärten von Tonerdezement von Einfluß ist, sollen weitere Versuche ergeben, die bereits im Gange sind.

[1] Dr.-Ing. Hellweg: Zement 12, S. 245 (1923).

Versuche mit Hochofenzement.

Abschließender Bericht, erstattet von **H. Burchartz**[1].

Im Jahre 1912 richtete der Verein deutscher Hochofenzementwerke an den preußischen Minister der öffentlichen Arbeiten den Antrag, den Hochofenzement zu Staatsbauten zuzulassen. Gleichzeitig legte der Verein einen Entwurf von Normen für einheitliche Lieferung und Prüfung von Hochofenzement, der im Wortlaut mit den deutschen Normen für Portlandzement und Eisenportlandzement vom Jahre 1909, von einigen Abweichungen abgesehen, übereinstimmte, zur Genehmigung vor. Bevor diesem Gesuch entsprochen wurde, gab der Minister dem Verein anheim, zunächst Versuche mit Hochofenzement im staatlichen Materialprüfungsamt in Berlin-Dahlem anstellen zu lassen in gleicher Weise, wie sie früher mit Eisenportlandzement vorgenommen worden waren, um dessen Gleichwertigkeit mit Portlandzement darzutun.

Daraufhin wurde vom Verein deutscher Hochofenzementwerke gemeinsam mit dem Materialprüfungsamt ein Arbeitsplan über Versuche mit Hochofenzement aufgestellt, der vom Minister der öffentlichen Arbeiten mit Erlaß vom 9. Januar 1914 genehmigt wurde.

Im März 1914 wurden dann von sämtlichen damals dem Verein angehörenden Werken durch das Materialprüfungsamt Zementproben entnommen und nach Eintreffen im Amt nach den Normen geprüft, um auf Grund der gewonnenen Ergebnisse die Auswahl der Zemente für die Hauptversuche zu treffen, da für diese diejenigen beiden Zementmarken verwendet werden sollten, die sich bei der Normenprüfung als die schlechteste und die beste erwiesen hätten.

Die in dem Arbeitsplan vorgesehenen Untersuchungen zerfielen in zwei Hauptreihen, von denen die eine Mörtelprüfungen, die andere Betonprüfungen betraf. Erstere Reihe hatte genau die gleiche Anordnung wie die seinerzeit auf Antrag des Vereins deutscher Eisenportlandzementwerke angestellten Versuche über die Gleichwertigkeit von Eisenportlandzement mit Portlandzement[1].

Nach den Arbeitsplänen sollten folgende Versuche durchgeführt werden.

Arbeitsplan A. Mörtelprüfungen.

1. Prüfung der Hochofenzemente sämtlicher dem Verein deutscher Hochofenzementwerke angehörigen Fabriken nach den Normen einschließlich Analyse und Bestimmung des Schlackengehaltes;

2. Bestimmung der allgemeinen Eigenschaften der zu verwendenden Zuschlagstoffe (Freienwalder Rohsand und Traß) einschl. Analyse des Trasses;

3. Ermittlung der Zug- und Druckfestigkeit der Mörtelmischungen aus:

a) 1 Rtl. Zement + 2 Rtl. Freienwalder Rohsand,

b) 1 Rtl. Zement + 5 Rtl. Freienwalder Rohsand,

c) 1 Rtl. Zement + 7 Rtl. Freienwalder Rohsand

nach 7, 28 Tagen, 6 Monaten, 1 Jahr, 2, 5 und 10 Jahren Erhärtung; α) an der Luft im Zimmer, β) an der Luft

[1] Original: Zentralblatt d. Bauverwaltung, Bd. 16, Nr. 20, S. 242/44 (1926).

[1] Gary-Burchartz: „Prüfung von Eisenportlandzement in Vergleich zu Portlandzement", Mitteil. a. d. Materialprüfungsamt, Jahrgang 1909, Heft 5 bis 6 und 1912, Heft 3.

Digitized by Google

im Zimmer, jedoch vom 2. bis 7. Tage unter Wasser, γ) unter Wasser, den ersten Tag an der Luft;

d) 1 Gewtl. Zement + 5 Gewtl. Freienwalder Rohsand,

e) 1 Gewtl. Zement + 7 Gewtl. Freienwalder Rohsand

nach 28 Tagen, 6 Monaten und 2 und 5 Jahren Erhärtung; α) an der Luft im Zimmer, jedoch vom 2. bis 7. Tage unter Wasser, β) unter Wasser, den ersten Tag an der Luft;

4. Ermittlung der Zug- und Druckfestigkeit der Mörtelmischungen mit abgelagertem Zement, und zwar aus:

a) 1 Rtl. Zement + 2 Rtl. Freienwalder Rohsand,

b) 1 Rtl. Zement + 5 Rtl. Freienwalder Rohsand,

nach 28 Tagen, 6 Monaten, 2 und 5 Jahren Erhärtung; α) an der Luft im Zimmer, vom 2. bis 7. Tage täglich einmal angefeuchtet[1], β) an der Luft im Zimmer, jedoch vom 2. bis 7. Tage unter Wasser, γ) unter Wasser, den ersten Tag an der Luft;

[1] Die Prüfung mit 5 Jahre alten Proben konnte wegen Mangels an Schmirgel nicht ausgeführt werden.

Tafel 1. Ergebnisse der Festigkeitsversuche mit Mörtel.

(Arbeitsplan A.)

Mittelwerte aus je zehn Einzelversuchen.

Mischung	Wasserzusatz %	Art der Erhärtung	Zugfestigkeit in kg/cm² nach 7 Tagen	28 Tagen	6 Mon.	1 Jahr	2 Jahren	5 Jahren	10 Jahren	Druckfestigkeit in kg/cm² nach 7 Tagen	28 Tagen	6 Mon.	1 Jahr	2 Jahren	5 Jahren	10 Jahren	Verhältnis $\frac{Z}{D}$ 28 Tage	1 Jahr
Zement C																		
1 Rtl. Zement + 2 Rtl. Rohsand	7,5	kombiniert	—	44,8	62,1	63,5	63,3	62,0	77,7	—	488	611	628	633	668	773	1/10.9	1/9.9
		Wasser	28,2	36,6	47,4	48,4	50,3	54,7	54,8	302	430	555	577	631	642	803	1/11.7	1/11.9
1 Rtl. Zement + 5 Rtl. Rohsand	6,5	kombiniert	—	22,1	26,2	27,1	27,4	27,1	28,9	—	147	207	221	235	247	268	1/6.7	1/8.2
		Wasser	11,4	16,7	22,0	26,0	24,9	25,5	26,2	69	113	157	166	182	202	237	1/6.8	1/6.4
		Luft*	12,6	20,6	24,2	24,7	24,9	25,7	26,5	77	134	181	208	204	208	231	1/6.5	1/8.4
1 Rtl. Zement + 7 Rtl. Rohsand	5,75	kombiniert	—	12,5	15,6	15,6	15,7	16,3	17,5	—	90	119	119	126	127	128	1/7.2	1/7.6
		Wasser	7,8	12,3	16,0	17,7	19,6	21,4	21,5	39	62	88	91	95	101	113	1/5.0	1/5.1
		Luft*	10,5	16,5	16,5	16,3	18,0	17,1	20,4	49	89	112	117	118	129	130	1/5.4	1/7.2
1 Gewtl. Zement + 5 Gewtl. Rohsand	6,75	kombiniert	—	30,8	34,7	33,3	38,1	39,8	40,2	—	211	285	303	319	377	400	1/6.9	1/9.1
		Wasser	—	22,1	28,5	28,7	31,6	33,0	33,2	—	167	236	244	262	296	337	1/7.6	1/8.5
1 Gewtl. Zement + 7 Gewtl. Rohsand	6,0	kombiniert	—	19,5	24,1	22,9	23,3	26,1	26,2	—	133	172	177	174	201	211	1/6.8	1/7.7
		Wasser	—	15,4	21,9	21,0	23,0	23,3	23,5	—	92	127	129	130	158	175	1/6.0	1/6.1
1 Rtl. Gemisch a. 70 Rtl. Zement + 30 Rtl. Traß + 2 Rtl. Rohsand	7,5	kombiniert	—	39,4	55,8	60,0	63,3	78,1	—	—	381	471	509	492	554	—	1/9.7	1/8.5
		Wasser	26,3	39,7	46,5	46,1	49,5	54,2	—	222	332	377	391	410	446	—	1/8.4	1/8.5
Zement F																		
1 Rtl. Zement + 2 Rtl. Rohsand	7,0	kombiniert	—	51,6	54,6	64,6	67,2	64,9	80,5	—	580	662	667	654	709	783	1/11.2	1/10.3
		Wasser	38,8	48,3	53,0	56,8	55,8	64,1	61,2	400	530	627	649	691	714	779	1/11.0	1/11.4
1 Rtl. Zement + 5 Rtl. Rohsand	6,0	kombiniert	—	22,6	31,6	30,0	33,2	31,4	33,8	—	170	241	250	263	276	292	1/7.5	1/8.3
		Wasser	15,2	18,9	22,0	25,4	29,5	28,6	28,6	94	144	186	200	207	227	275	1/7.6	1/7.9
		Luft*	14,2	22,1	25,5	29,0	28,5	29,6	32,9	92	160	210	214	230	239	261	1/7.2	1/7.4
1 Rtl. Zement + 7 Rtl. Rohsand	5,25	kombiniert	—	13,5	18,3	17,3	18,7	17,3	19,3	—	99	132	131	132	138	145	1/7.3	1/7.6
		Wasser	9,5	11,4	17,5	17,0	17,1	17,9	19,7	50	78	95	106	115	120	123	1/6.8	1/6.2
		Luft*	9,7	14,3	17,3	18,6	18,0	17,3	20,4	57	97	126	129	126	134	143	1/6.8	1/6.9
1 Gewtl. Zement + 5 Gewtl. Rohsand	6,25	kombiniert	—	27,9	46,1	48,1	46,6	47,1	51,7	—	261	364	373	399	452	509	1/9.4	1/7.8
		Wasser	—	24,8	31,4	32,9	36,9	39,7	40,8	—	211	262	299	324	355	428	1/8.5	1/9.1
1 Gewtl. Zement + 7 Gewtl. Rohsand	5,5	kombiniert	—	20,9	29,3	33,4	30,7	34,3	35,2	—	162	228	236	250	261	270	1/7.8	1/7.1
		Wasser	—	15,8	21,1	22,7	24,0	27,7	26,5	—	118	150	161	164	192	227	1/7.5	1/7.1
1 Rtl. Gemisch a. 70 Rtl. Zement + 30 Rtl. Traß + 2 Rtl. Rohsand	7,5	kombiniert	—	41,5	53,2	59,1	61,0	85,0	—	—	476	559	582	574	675	—	1/11.5	1/9.8
		Wasser	27,4	37,8	44,1	48,1	48,1	51,0	—	297	434	481	505	512	581	—	1/11.5	1/10.8

* Die Proben wurden vom 2. bis 8. Tage täglich einmal angefeuchtet.

Digitized by Google

Tafel 2. Ergebnisse der Versuche auf Längenänderung.

(Arbeitsplan A.)

Mittelwerte aus je drei Einzelversuchen.

Mischung: 1 Rtl. Zement + 2 Rtl. Freienwalder Rohsand (abgesiebt). Gesamte Längenänderung.

Art der Lagerung	1 Tag Luft, 6 Tage Wasser, dann Luft							1 Tag Luft, dann Wasser						
Zementmarke	Längenänderung in $^1/_{1000}$ mm, bezogen auf die Länge nach 48 Stunden nach													
	7 Tagen	28 Tagen	6 Mon.	1 Jahr	2 Jahren	5 Jahren	10 Jahren	7 Tagen	28 Tagen	6 Mon.	1 Jahr	2 Jahren	5 Jahren	10 Jahren
C	+7	—32	—54	—66	—64	—50	—33	+8	+13	+28	+31	+ 3	+54	+81
F	+7	—32	—58	—71	—70	—58	—39	+7	+13	+ 3	+31	+31	+53	+94

Änderung zwischen je zwei Altersklassen.

Art der Lagerung	1 Tag Luft, 6 Tage Wasser, dann Luft							1 Tag Luft, dann Wasser						
Zementmarke	Unterschiede der Längenabmessungen zwischen je zwei Altersklassen in $^1/_{1000}$ mm													
	48 Std. bis 7 Tage	7 Tage bis 28 Tage	28 Tage bis 6 Mon.	6 Mon. bis 1 Jahr	1 Jahr bis 2 Jahre	2 Jahre bis 5 Jahre	5 Jahre bis 10 Jahre	48 Std. bis 7 Tage	7 Tage bis 28 Tage	28 Tage bis 6 Mon.	6 Mon. bis 1 Jahr	1 Jahr bis 2 Jahre	2 Jahre bis 5 Jahre	5 Jahre bis 10 Jahre
C	+7	—39	—22	—12	+2	+14	+17	+8	+5	+15	+3	+5	+18	+27
F	+7	—39	—26	—13	+1	+12	+18	+7	+6	+20	—2	+0	+22	+41

Tafel 3. Ergebnisse der Prüfung auf Abnutzbarkeit[1].

(Arbeitsplan A.)

Mittelwerte aus je zwei Einzelversuchen.

Mischung: 1 Rtl. Zement + 2 Rtl. Freienwalder Rohsand (abgesiebt).

Lagerung: 1 Tag an der Luft, 6 Tage unter Wasser, dann Luft.

Zement		Mittleres Raumgewicht in g/cm³ nach							Mittlerer Materialverlust in g und g/cm³ [2] nach						
Art	Marke	7 Tagen	28 Tagen	6 Monaten	1 Jahr	2 Jahren	5 Jahren	10 Jahren	7 Tagen	28 Tagen	6 Monaten	1 Jahr	2 Jahren	5 Jahren	10 Jahren
Hochofenzement	C	2,310	2,292	2,276	2,258	2,221	—	2,292	68,9 29,8	43,7 19,1	32,2 14,2	26,5 11,7	26,8 12,1	—	21,0 9,2
	F	2,315	2,300	2,302	2,275	2,290	—	2,305	58,3 25,2	36,1 15,7	27,6 12,0	22,7 10,0	22,0 9,7	—	20,1 8,7
Eisenportlandzement[3]	B	2,234	2,238	2,216	2,216	2,188	2,223	—	40,5 18,1	30,7 13,7	23,0 10,4	29,1 13,2	19,8 9,1	31,4 14,2	—
	D	2,307	2,265	2,238	2,224	2,215	2,254	—	39,0 16,9	30,4 13,4	23,7 10,6	26,9 12,1	20,2 9,0	30,1 13,4	—
Portlandzement[3]	G	2,288	2,270	2,274	2,236	2,247	2,262	—	44,1 19,3	30,8 13,6	20,0 8,8	24,5 11,0	17,8 8,0	26,2 11,6	—
	H	2,270	2,225	2,214	2,189	2,162	2,223	—	50,9 22,5	33,1 14,9	30,1 13,6	33,2 15,2	28,5 13,2	37,4 16,8	—

c) 1 Gewtl. Zement + 5 Gewtl. Freienwalder Rohsand nach 28 Tagen, 6 Monaten, 1 und 2 Jahren Erhärtung; α) an der Luft im Zimmer, jedoch vom 2. bis 7. Tage unter Wasser, β) unter Wasser, den ersten Tag an der Luft;

5. Bestimmung der Längenänderung der Mörtelmischung aus 1 Rtl. Zement + 2 Rtl. Freienwalder Rohsand nach 24 und 48 Stunden, 7, 28 Tagen, 6 Monaten, 1 Jahr, 2 und 5 Jahren Erhärtung an der Luft, jedoch vom 2. bis 7. Tage unter Wasser;

6. Bestimmung der Abnutzbarkeit durch Schleifversuche des Mörtels aus 1 Rtl. Zement + 2 Rtl. Freienwalder Rohsand, abgesiebt nach 7 und 28 Tagen, 6 Monaten, 1 Jahr und 2 Jahren;

7. Putzversuche mit reinem Zement und Mörtel aus 1 Rtl. Zement + 5 Rtl. Freienwalder Rohsand;

8. Ermittlung der Druckfestigkeit von Mauerwerkskörpern, hergestellt aus Ziegelsteinen in Mörtel aus:

a) 1 Rtl. Zement + 5 Rtl. Freienwalder Rohsand,

b) 70 Rtl. Zement + 30 Rtl. Trass + 500 Rtl. Freienwalder Rohsand nach 5 Jahren Lagerung α) in Wasser (mit den beiden unteren Schichten), β) an der Luft, beidemal im Freien.

Die Versuche unter 3. bis 8. sollten mit nur zwei Zementen, und zwar denjenigen, die sich nach dem Er-

[1] Die Prüfung mit 5 Jahre alten Proben konnte wegen Mangels an Schmirgel nicht ausgeführt werden.

[2] Die über dem Strich stehenden Werte sind die Materialverluste nach Gewicht (in Gramm), die unter dem Strich stehenden die Verluste nach Rauminhalt (in Kubikzentimetern), berechnet aus dem Quotienten

$$\frac{\text{Materialverlust in g}}{\text{Raumgewicht in g/cm}^3}.$$

[3] Um eine Beurteilung der für die Hochofenzemente gefundenen Abnutzungswerte zu ermöglichen, sind als Vergleichsmaßstab die bei den seinerzeit mit Portlandzementen und Eisenportlandzementen ausgeführten vergleichenden Abnutzungsversuchen gewonnenen Zahlenwerte angefügt.

Digitized by Google

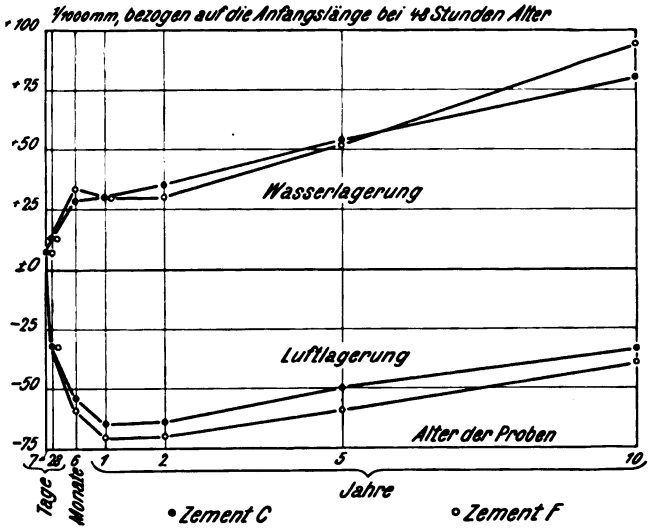


Abb. 1. Darstellung der Ergebnisse der Versuche auf Längenänderung nach Tafel 2.

Tafel 4.

Ergebnisse der Druckversuche mit Beton.

(Arbeitsplan B.)

Mittelwerte aus je drei Einzelversuchen.

Art der Erhärtung: An der Luft; vom 2. bis 7. Tage täglich einmal angefeuchtet.

Zementmarke		Mischung Gewtl.	Wasserzusatz %	Druckfestigkeit in kg/cm² nach 28 Tagen	6 Mon.	1 Jahr	2½ Jahren	10 Jahren
Hochofenzement	C	1:4 erdfeucht	6,7	344	402	425	477	510
		1:4 weich	9,2	241[1]	268[1]	295[1]	330[1]	402[1]
		1:8 erdfeucht	5,6	222	266	291	316	337
		1:12erdfeucht	4,8	128	166	192	216	300
	F	1:4 erdfeucht	6,6	391	419	477	491	508
		1:4 weich	9,2	256[2]	279[1]	309[1]	343[1]	428[4]
		1:8 erdfeucht	5,5	283	307	356	354	451
		1:12erdfeucht	4,7	182	218	252	271	335
Eisenportlandzement	H	1:4 erdfeucht	6,5	312	362	411	447	534
		1:4 weich	9,1	182[1]	243[1]	281[1]	299[1]	386[5]
		1:8 erdfeucht	5,5	219	286	309	367	447
		1:12erdfeucht	4,7	137	171	213	232	362
	G	1:4 erdfeucht	6,6	428	466	545	525	532
		1:4 weich	9,2	318[1]	363[1]	389[1]	415[1]	465[1]
		1:8 erdfeucht	5,5	286	340	376	366	388
		1:12erdfeucht	4,7	189	215	245	264	287
Portlandzement	K	1:4 erdfeucht	6,5	372	388	465	494	501
		1:4 weich	9,0	273[1]	304[1]	336[3]	375[1]	427[1]
		1:8 erdfeucht	5,2	248	308	337	389	438
		1:12erdfeucht	4,5	154	202	229	255	344
	J	1:4 erdfeucht	6,6	347	408	471	496	536
		1:4 weich	9,2	273[1]	310[1]	337[1]	373[1]	467[1]
		1:8 erdfeucht	5,3	271	316	344	363	439
		1:12erdfeucht	4,7	170	230	221	232	340

[1] Die Eisen waren rostfrei.

[2] Die Eisen mit Walzhaut zeigten ganz geringe Rostspuren. Die Eisen ohne Walzhaut waren rostfrei.

[3] Die Eisen mit Walzhaut zeigten ganz geringe Rostspuren. Von den Eisen ohne Walzhaut zeigten zwei je einen Rostfleck, die übrigen Eisen waren rostfrei.

[4] Die Eisen mit und ohne Walzhaut waren zum größten Teil rostfrei; einige Eisen zeigten Rostspuren und größere Rostflecke.

[5] Die Eisen ohne Walzhaut waren rostfrei. Die Eisen mit Walzhaut waren zum größten Teil rostfrei, einige Eisen zeigten geringe Rostspuren, andere größere Rostflecke.

gebnis der Normenprüfung als schlechtester und bester erwiesen hatten, ausgeführt werden.

Arbeitsplan B. Betonprüfungen.

1. Prüfung der zu verwendenden Zemente (zwei Hochofenzemente, zwei Eisenportlandzemente, zwei Portlandzemente) nach den Normen einschließlich Analyse und Bestimmung des Schlackengehaltes;

2. Ermittlung der Druckfestigkeit der Betonmischungen aus:

a) 1 Rtl. Zement + 4 Rtl. Kiessand, α) erdfeucht angemacht, β) weich angemacht;

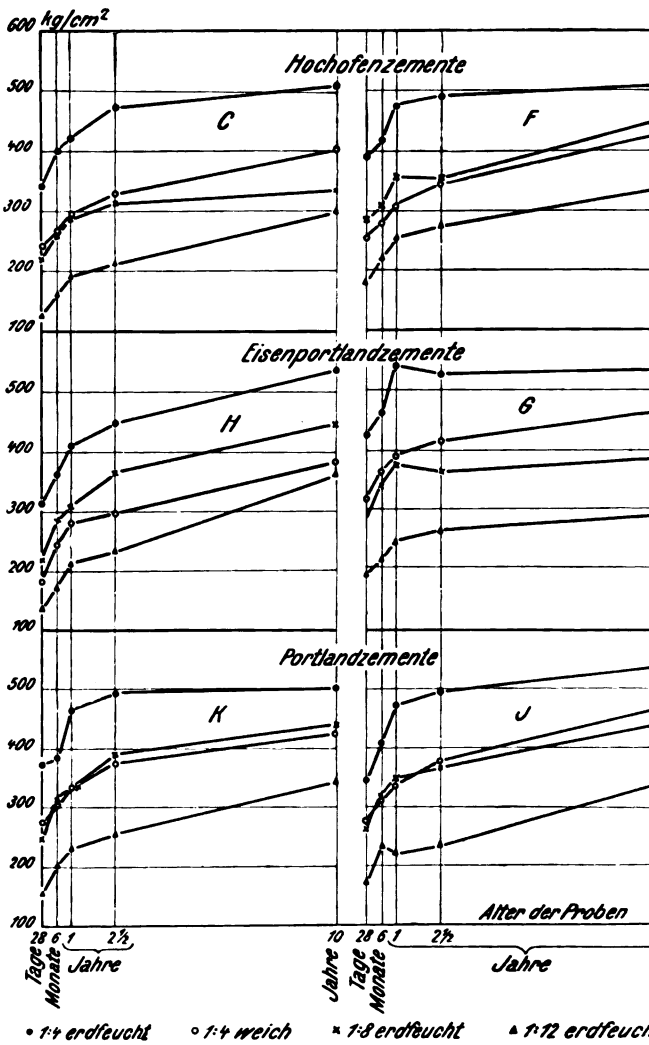


Abb. 2. Darstellung der Ergebnisse der Druckversuche mit Beton nach Tafel 4.

b) 1 Rtl. Zement + 8 Rtl. Kiessand, erdfeucht angemacht,

c) 1 Rtl. Zement + 12 Rtl. Kiessand, erdfeucht angemacht, nach 28 Tagen, 6 Monaten, 1 Jahr, 5 und 10 Jahren Erhärtung an der Luft im Zimmer, vom 2. bis 7. Tage täglich einmal angefeuchtet, an Würfeln von 30 cm Kantenlänge.

Als Hochofenzemente sollten wie für die Hauptversuche (Reihe A) die beiden auf Grund der Ergebnisse der Normenprüfung als schlechtester und bester angesehenen Zementmarken benutzt werden. Die übrigen Zemente sollten nach freier Wahl des Amtes entweder den Fabrikbeständen entnommen oder aus dem Handel

Digitized by Google

beschafft werden. Als Zuschlagstoff sollte Kiessand nach freier Wahl des Amtes verwendet werden.

In die aus weich angemachtem Beton herzustellenden Probekörper der Mischung 1:4 sollten Rundeisenstücke von 2 cm Durchmesser und 5 cm Länge, und zwar je drei mit und je drei ohne Walzhaut, eingelegt werden.

Auf Antrag des Vereins deutscher Hochofenzementwerke wurden später mit Genehmigung des Ministers die für die 5-Jahresprüfung bestimmten Probekörper bereits im Alter von $2^1/_2$ Jahren geprüft.

Die Versuche wurden gemäß diesen beiden Plänen im Materialprüfungsamt eingeleitet und zunächst bis zum Ablauf der 5-Jahresprüfungen durchgeführt. Die Art und Weise der Versuchsausführung darf als bekannt vorausgesetzt werden. Nur hinsichtlich der Längenänderung und Abnutzbarkeit sei bemerkt, daß erstere nach dem Verfahren Bauschinger, letztere (durch Schleifversuche) nach dem Verfahren Böhme bestimmt wurde. Über diese Ergebnisse ist in den „Mitteilungen aus dem Materialprüfungsamt", Jahrgang 1920, berichtet[1].

Die Versuchsergebnisse, die nach Abschluß der 2-Jahresprüfungen vorlagen, unterlagen der Beschlußfassung einer am 13. August 1917 stattgehabten Sitzung, an der Vertreter folgender Behörden und Vereine teilnahmen:

1. des Ministeriums der öffentlichen Arbeiten,
2. des Kriegsministeriums,
3. des Ministeriums für Landwirtschaft, Domänen und Forsten,
4. des Ministeriums der geistlichen und Unterrichtsangelegenheiten (Materialprüfungsamt Lichterfelde),
5. des Reichsmarineamts,
6. des Reichsamts für die Verwaltung der Reichseisenbahnen,
7. des Ingenieurkomitees,
8. des Vereins deutscher Hochofenzementwerke,
9. des deutschen Betonvereins,
10. des Vereins deutscher Portlandzementfabrikanten
11. des Vereins deutscher Eisenportlandzementwerke.

Die Erörterung der Frage über den vom Verein deutscher Hochofenzementwerke gestellten Antrag, auch den Hochofenzement in ähnlicher Weise wie den Eisenportlandzement als gleichwertig anzuerkennen, führte zu folgendem Beschluß:

„Auf Grund der bisher vorliegenden Versuchsergebnisse und nach Besichtigung von Eisenbetonbauten, die unter Verwendung von Hochofenzement hergestellt waren, kann wenig abgelagerter Hochofenzement im allgemeinen als gleichwertig mit Portland- und Eisenportlandzement bezeichnet werden. Dabei wird vorausgesetzt, daß der Hochofenzement den heute festgesetzten „deutschen Normen für einheitliche Lieferung und Prüfung von Hochofenzement" entspricht, und daß das Werk, dem er entstammt, dem Verein deutscher Hochofenzementwerke angehört, oder sich in gleicher Weise wie die dem Verein angehörigen Werke dessen regel-

[1] **Burchartz: Versuche mit Hochofenzement, Mitteilungen aus dem staatl. Materialprüfungsamt Berlin-Dahlem 1920, Heft 2 bis 3, S. 164f.**

Tafel 5. Ergebnisse der Normenprüfung der Zemente. (Arbeitsplan B.)

1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12	13	14	15				16	17	18	19	20	21	22
Zementmarke		Spezifisches Gewicht bei der Anlieferung	Gewicht für 1 Hektoliter	Gewicht für 1 Liter		Wasser		300 g Zement, mit der in Spalte 8 angegebenen Wassermenge angemacht		Während der Bestimmung der Bindezeit betrug im Durchschnitt die			Raumbeständigkeit nach den Normen	Siebrückstände in % auf den Sieben mit der übergeschriebenen Anzahl Maschen cm²				Wasserzusatz	1 Gewichtsteil Zement und 3 Gewichtsteile Normensand						Kombin. Lagerung
																			Wasserlagerung			Druckproben Gedrückte Fläche = 50 cm²			
																			Zugproben. Zerreißquerschnitt = 5 cm²						
				eingelaufen	eingerüttelt	für sirupartige Beschaffenheit	für die Bindeprobe	a) Erhärtungsbeginn b) Abbindezeit	Wärmeerhöhung	der Luft	des Wassers	Luftfeuchtigkeit		5000	900	600	324	240	Raumgewicht nach 24 St.	Zugfestigkeit nach 7 Tagen	Raumgewicht nach 24 St.	Druckfestigkeit kg/cm² nach 7 Tagen	28 Tagen	Druckfestigkeit kg/cm² nach 28 Tagen
			kg	kg	kg	%	%	St	°	°	°	%								g/cm³		g/cm³			
Hochofenzement	C	3,015	130	1,201	1,975	34,0	26,0	a) 5 b) 11	0,4	17,5	17,0	63	bestanden	9,8	0,4	0,4	0,2	0,1	8,25	2,329	19,6	2,248	165	266	314
	F	3,030	128	1,153	1,978	33,5	25,0	a) $5^1/_2$ b) 8	2,3	17,3	17,0	63	„	5,7	0,1	0,1	0,0	—	8,25	2,329	26,2	2,254	247	374	410
Eisenportlandzement	H	2,994	126	1,081	1,844	35,5	27,5	a) $4^3/_4$ b) $8^1/_2$	3,7	17,0	17,0	70	„	14,3	0,8	0,7	0,1	0,0	8,5	2,314	15,6	2,239	155	265	298
	G	3,109	133	1,158	1,958	32,0	25,0	a) 7 b) $12^1/_4$	0,8	17,2	17,0	70	„	13,3	0,2	0,2	0,1	0,0	8,25	2,314	19,7	2,237	245	479	458
Portlandzement	K	3,143	132	1,185	1,983	32,0	24,5	a) 7 b) $11^1/_2$	1,0	17,2	17,0	70	„	20,2	0,3	0,3	0,0	—	8,0	2,314	17,6	2,228	217	307	339
	J	3,190	131	1,165	1,965	33,5	26,0	a) $4^1/_2$ b) 11	0,6	16,7	17,0	66	„	19,2	1,4	1,3	0,1	0,0	8,25	2,300	21,0	2,237	208	322	351

Digitized by Google

mäßiger Kontrolle unterwirft. Nach Ablauf von 5 Jahren ist die Frage erneut zu erörtern."

Diesem Beschluß trat der Minister der öffentlichen Arbeiten mit dem Erlaß vom 22. November 1917 bei (s. 1917 d. Bl., S. 605), erkannte damit die von dem Verein deutscher Hochofenzementwerke aufgestellten „Deutschen Normen für einheitliche Lieferung und Prüfung vom Hochofenzement" an und verfügte, daß Hochofenzement, der den darin festgelegten Bedingungen entspricht, im allgemeinen als dem Portland- und Eisenportlandzement gleichwertig erachtet und auch zur Herstellung von Eisenbetonbauten verwendet werden kann.

Im Jahre 1925 wurden die in den Arbeitsplänen vorgesehenen 10-Jahresprüfungen durchgeführt, und damit waren sämtliche nach den Arbeitsplänen vorzunehmenden Versuche abgeschlossen.

Mit Erlaß des Reichsverkehrsministers vom 7. Januar 1926 ist die Veröffentlichung der Ergebnisse genehmigt. Ebenso haben die drei Zementverbände (der Verein deutscher Portlandzementfabrikanten, der Verein deutscher Eisenportlandzementwerke, der Verein deutscher Hochofenzementwerke) der Veröffentlichung zugestimmt.

Tafel 1 enthält die Ergebnisse der Festigkeitsversuche mit Mörtel, Tafel 2 die Ergebnisse der Bestimmung der Längenänderung, Tafel 3 die Ergebnisse der Prüfung von Mörtel auf Abnutzbarkeit und Tafel 4 die Ergebnisse der Druckversuche mit Beton.

Da die Ergebnisse der Versuche mit den 10 Jahre alten Proben allein unverständlich wären und keinen Wert hätten, sind ihnen die Ergebnisse der bei den vorangegebenen Altersstufen ausgeführten Prüfungen beigegeben. Sämtliche Werte sind Mittelwerte aus einer mehr oder minder großen Zahl von Einzelversuchen in jeder Reihe (meist von 5, bei den Zug- und Druckfestigkeitsversuchen mit Mörtel 5 bis 10, bei den Druckversuchen mit Beton 3 bis 5). Es sei jedoch bemerkt, daß die Einzelwerte in jeder Reihe derart gute Übereinstimmung zeigen, daß eine durchaus genügende Zuverlässigkeit der Durchschnittswerte gewährleistet ist.

Zur besseren Übersicht sind die Ergebnisse der Prüfung auf Längenänderung und die der Druckversuche mit Beton in den Abb. 1 und 2 zeichnerisch dargestellt.

Zur Kennzeichnung der zu den Versuchen mit Beton benutzten Zemente sind die Ergebnisse der Normenprüfung dieser Zemente in Tafel 5 wiedergegeben.

Die Ergebnisse sind bestimmungsgemäß ohne irgendwelche Erläuterungen bekanntgegeben; sie dürften auch ohne eine solche verständlich sein.

Über die Erkennung von Hochofenschlacke in Zementen[1].

Von **H. W. Gonell.**

In zahlreichen Fällen der Praxis und insbesondere in den Prüfungsämtern und an anderen Stellen, die sich mit der Prüfung von Zementen befassen, ist es wichtig, möglichst rasch und sicher feststellen zu können, ob ein Zement einen Zusatz von Hochofenschlacke enthält.

Bei Mischzementen, die neben Portlandzement viel Schlacke[2] enthalten, bietet der Nachweis keine Schwierigkeit. Ein Erkennungszeichen ist zum Unterschied von reinem Portlandzement schon die hellere Farbe des Mehles. Ferner sind im Mikroskop die hellen, meist glasigen Schlackenkörner deutlich neben den Klinkerkörnern zu erkennen, soweit der für die Mischung verwendete Zement Portlandzement ist[3]. Chemisch ist hoher Schlackenzusatz am Sulfidschwefelgehalt und unter Umständen am Eisenoxydulgehalt nachweisbar.

Bedeutend schwieriger ist der Nachweis des Schlackenzusatzes in solchen Fällen, in denen der Zement nur wenige Prozent Schlacke enthält. Hier handelt es sich meist um Erzeugnisse, die durch den Schlackenzusatz verbessert werden sollen. Zu hoch im Kalk stehende Zemente, die ohne Zusatz von Schlacke zum Treiben neigen würden, werden durch die Schlacke erst verwendbar und, sofern es sich um nach den Normen erbrannte Zemente handelt, scheinbar normenmäßig gemacht. Aus demselben Grunde erhalten Naturzemente oft einen Schlackenzusatz. Farbe des Mehles, qualitative und quantitative Sulfidschwefelbestimmung geben hier keinen Anhalt für die Erkennung des Schlackengehaltes. Bei Zementen, die Schwachbrand enthalten, sowie bei Naturzementen ist auch der Versuch zur Abscheidung der Schlacke mittels Methylenjodid[1] unsicher, da diese stets Körner von gleichem spezifischen Gewicht wie Schlacke (2,7 bis 2,95) enthalten, die sich gleichzeitig abscheiden. Auch die mikroskopische Betrachtung führt meist nicht zu eindeutigen Schlüssen. Kristalline Bestandteile können nur mittels polarisierten Lichtes von Schlacken unterschieden werden. Da aber die Körner meist ziemlich dick sind und die Schlacke zuweilen Spannungsdoppelbrechung zeigt oder teilweise entglast ist, sind Täuschungen immerhin möglich. Am unsichersten ist die Unterscheidung der Schlackenkörner neben Naturzement- und Schwachbrandkörnern. Hier sind oft Bestandteile vorhanden, die große Ähnlichkeit mit Schlackenkörnern haben (vgl. Abb. 2 mit Abb. 9, sowie Abb. 11 und 12).

Es wurde daher versucht, die Schlacke auf Grund ihres Sulfidschwefelgehaltes von den anderen Körnern zu unterscheiden. Die Versuche ergaben, daß gekörnte Schlacken bei der Behandlung mit essigsaurer Bleiazetatlösung[2] infolge von Bleisulfidbildung eine intensive braune bis schwarze Färbung annehmen, die sie unter dem Mikroskop leicht erkennbar macht.

[1] Original: Zement 17, S. 437/43. 1928.

[2] Schlacke bedeutet im folgenden stets gekörnte (basische) Hochofenschlacke.

[3] Vgl. A. Guttmann: Stahleisen 36, 1138/40. 1916; Tonind.-Zg. 41, 227/28, 238/39. 1917.

[1] M. Gary und I. v. Wrochem: Mitt. aus dem kgl. Materialprüfungsamt 1905, S. 1—23.

[2] Die Lösung wurde bereitet aus zwei Teilen 5proz. Bleiazetatlösung + 1 Teil 50proz. Essigsäure.

Digitized by Google

Für die Versuche wurde in allen Fällen die Siebfraktion zwischen dem 900- und 10000-Maschensieb verwendet (60 bis 200 μ Korngröße). Die mikroskopische Beobachtung geschah bei 23facher Vergrößerung im schräg auffallenden Licht (etwa 45°) auf weißem Untergrund, da sich die Färbung bei dieser Anordnung am besten verfolgen läßt. In Abb. 1 und 2 ist eine Schlacke

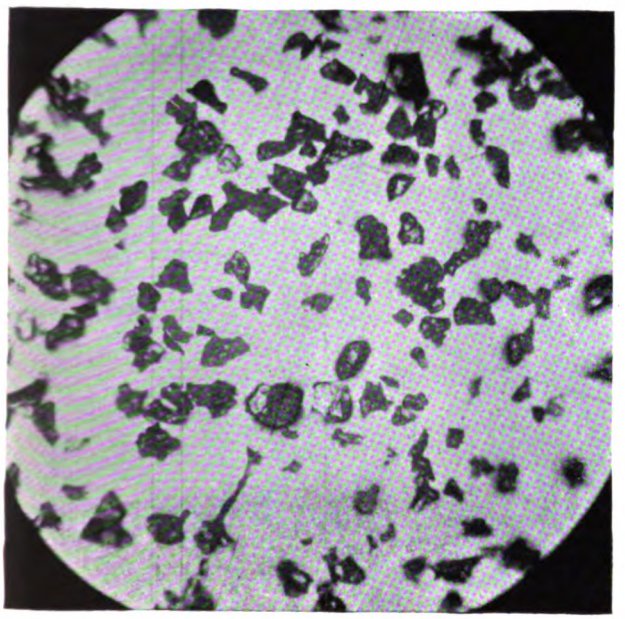


Abb. 1. Schlacke D, teilweise entglast, im durchfallenden Licht.

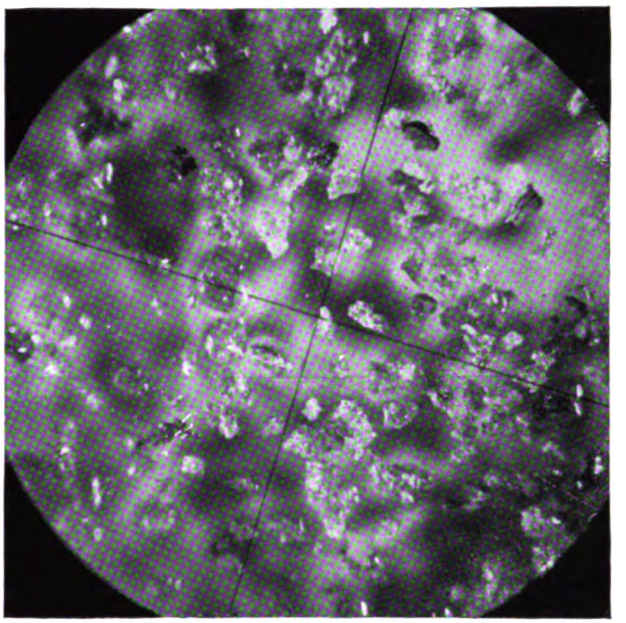


Abb. 2. Dieselbe im schräg auffallenden Licht.

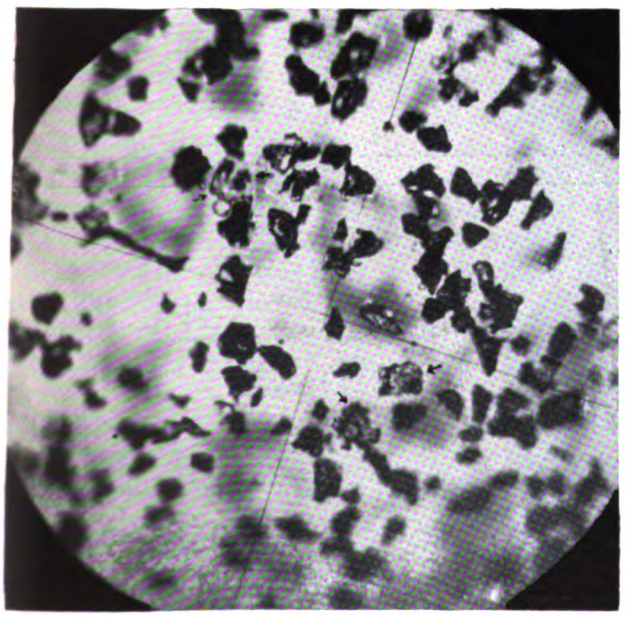


Abb. 3. Dieselbe mit Bleiazetatlösung behandelt nach 3 Min.

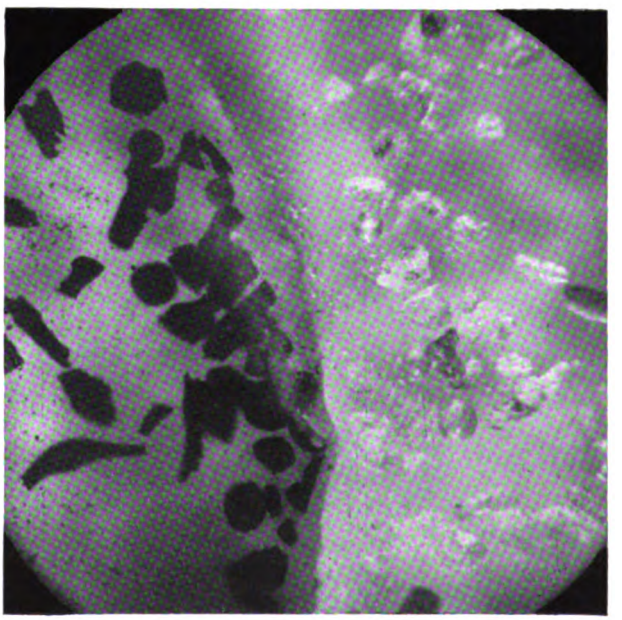


Abb. 4. Schlacke B. In der linken Hälfte des Gesichtsfeldes befindet sich ein Tropfen Bleiazetatlösung. Aufnahme unmittelbar nach dem Aufbringen des Tropfens.

im durchfallenden und im auffallenden[1] Licht abgebildet. Man sieht, daß die Eigenfarbe der Körner infolge ihrer verhältnismäßig großen Dicke im durchfallenden Licht bei weitem nicht so deutlich zum Ausdruck kommt wie im auffallenden. Alle übrigen Aufnahmen wurden daher im auffallenden Licht gemacht. Um die Körner auf dem Objektträger festzulegen, wurde auf diesen eine dünne Schicht von Kollolith[1] erzeugt. Während die Masse noch weich war (etwa 90° C), wurde der zu untersuchende Grieß darauf gestreut und haftete dann nach dem Abkühlen so fest, daß die Körner beim Aufbringen der Flüssigkeit keine Verschiebung erlitten. Die Kollolithschicht verursacht bei den photographischen Aufnahmen die scheinbaren „Höfe" um die einzelnen Körner, die besonders bei den trocken aufgenommenen Präparaten bemerkbar sind, im übrigen aber die Beobachtung der Reaktion ebensowenig beeinträchtigen wie die Schatten der Körner.

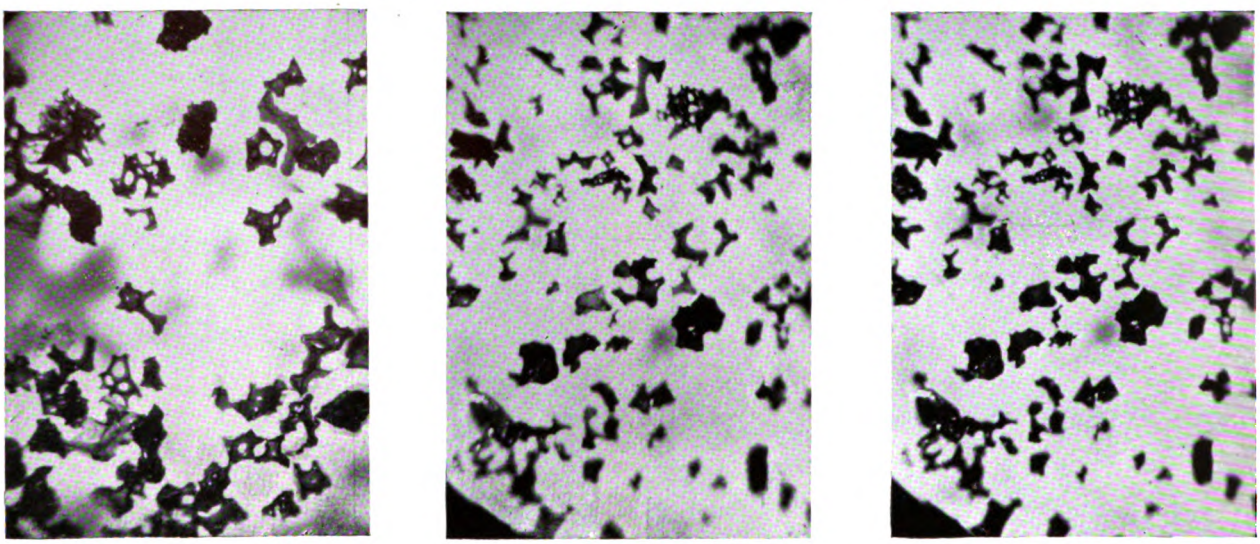
Die Färbung der Schlackenkörner unter dem Einfluß der essigsauren Bleiazetatlösung verläuft in charakteristischer, aber nicht in allen Fällen gleichartiger Weise.

[1] „Auffallendes Licht" bedeutet im folgenden stets unter einem Winkel von etwa 45° auffallend, wobei sich der Objektträger auf einer weißen Unterlage befindet.

[1] Präparat von Voigt & Hochgesang, Göttingen.

Digitized by Google

Die Färbung setzt stets sofort ein. Am besten läßt sich die allmähliche Vertiefung der Färbung an rein glasigen Stücken verfolgen. Sie schreitet von gelblichbraun über kaffeebraun zu schwarzbraun und schwarz vor, so daß die Stücke schließlich undurchsichtig und nach dem Trocknen glänzend schwarz sind. Eine gleichmäßig durchfärbende Schlacke zeigt Abb. 4. Die Aufnahme ist am Rande eines Tropfens gemacht, so daß gefärbte und nicht gefärbte Körner nebeneinander sichtbar sind. Die runden Körner sind glasig, die übrigen zum Teil entglast. Alle färbten sich gleichmäßig schnell, daß zur Zeit der Aufnahme, 2 Min. nach dem Aufbringen der Bleiazetatlösung, schon völlige Undurchsichtigkeit eingetreten war. Ein andersartiger Verlauf der Anfärbung ist in Abb. 5a, b, c dargestellt. Hier handelt es sich um eine ausschließlich glasige Schlacke, die offenbar eine sehr rasche Abkühlung erfahren hat, worauf die zackige Form der Körner schließen läßt. Die Färbung beginnt hier an den scharfen Kanten und Spitzen, so daß die Umrisse anfangs sehr deutlich als braune bzw. schwarze Linien hervortreten, während die Körner sonst noch durchsichtig gelb bis braun gefärbt sind, wie auf der Abb. 5a, die nach der gleichen Einwirkungszeit, wie Abb. 4 aufgenommen wurde, erkennbar ist. Nach etwa 15 Min. sind alle Körner völlig braun bis schwarz durchgefärbt (Abb. 5c). Endlich kommt es auch vor, daß sich die Körner nicht gleichmäßig färben. Die Färbung beschränkt sich dann auf einzelne Flecken und Bänder, die sich stets scharf gegen die übrigen wenig oder gar nicht gefärbten Teile des Kornes absetzen. Solche Körner finden sich in der in den Abb. 1 bis 3 aufgenommenen Schlacke D. Drei charakteristische Stücke sind durch Pfeile bezeichnet. Die Anfärbung in scharf begrenzten, nicht den Rändern der Körner folgenden Linien zeigt Abb. 6 an einer anderen Schlacke. Nach einiger Zeit (15 bis 30 Min.) trat auch hier vollständige Durchfärbung der anfangs nur schwach gefärbten Partien ein. Eine fünfte untersuchte Schlacke färbte sich ähnlich wie die in Abb. 1 bis 3 veranschaulichte Schlacke D.



a b c

Abb. 5. Reinglasige Schlacke E. a) nach 2 Min., b) eine andere Probe nach 5 Min., c) die gleiche Probe wie b) nach 20 Min.

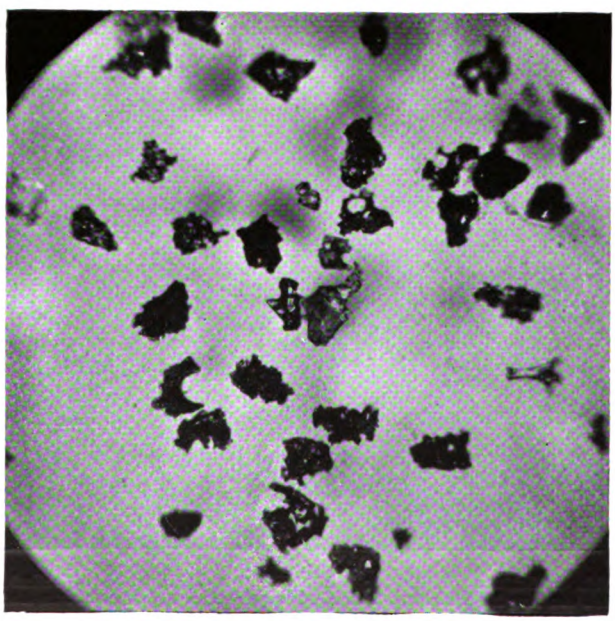


Abb. 6. Schlacke A.

Die fünf Schlackensande[1] waren ihrem makroskopischen Aussehen nach verschieden. Schlacke B (Abb. 4), luftgranuliert, bestand aus sehr harten, dunkelgrauen rundlichen Körnern. Die übrigen Schlacken waren wassergranuliert. Die reine glasige Schlacke E war fast weiß und schaumig. Die drei anderen waren ihrer physikalischen Beschaffenheit nach einander sehr ähnlich, nicht so locker und schaumig wie E und dementsprechend von etwas größerer Festigkeit. Sichtbare Unterschiede bestanden nur in der Farbe, indem die enthaltenen weißen, gelblichen, bräunlichen und grauen Körner jeweils in verschieden großer Anzahl vor-

[1] Die fünf Schlackensande wurden dem staatl. Materialprüfungsamt von Herrn Dr. Guttmann, Düsseldorf, in dankenswerter Weise zur Verfügung gestellt. Es handelt sich um typische Schlackensande der Eisenportlandzementindustrie. Diese Schlackensande verschiedenster Herkunft schienen daher für die grundlegenden Versuche sehr geeignet.

Digitized by Google

handen waren. Mikroskopisch boten alle fünf Sande ein ähnliches Bild, indem sie mit Ausnahme der rein durchsichtig glasigen Schlacke E auch mehr oder weniger opake bzw. entglaste Bestandteile enthielten. Die Anfärbung trat auch bei relativ geringem Sulfidschwefelgehalt zuverlässig ein. Z. B. enthielt eine Schlacke nur 0,9% S, eine Menge, die in hydraulischen Schlackensanden im allgemeinen mindestens erreicht, vielfach überschritten werden dürfte.

Nach diesen mehrfach wiederholten Versuchen schien es möglich, Schlackenkörner in Zementen auf Grund ihres vorstehend beschriebenen Verhaltens zu erkennen. Um die Zuverlässigkeit des Verfahrens nachzuprüfen, wurden die folgenden Untersuchungen an Portland-, Eisenportland-, Hochofen-, Natur- und Mischzementen verschiedener Art vorgenommen. Insgesamt wurden etwa 15 Zemente untersucht[1].

In normenmäßigen Portlandzementen wurden niemals helle Körner gefunden, die sich mit Bleiazetatlösung in der beschriebenen Weise färbten. In der Regel trat überhaupt keine Färbung der möglicherweise im gewöhnlichen Licht als Schlacke anzusprechenden Körner ein. Dagegen erfolgte bei Eisenportland- und Hochofenzementen sofort die charakteristische Anfärbung der glasigen und opaken weißen oder leicht gelblichen Körner. Nur vereinzelte kristalline Stücke bleiben ungefärbt und sind demnach nicht als Schlacke anzusprechen. In den Abb. 7 und 8, die die Färbung eines Eisenportlandzementes zeigen, sind mehrere Körner zu sehen, die sich in der vorerwähnten Weise nur teilweise angefärbt haben (im Bild mit „1“ bezeichnet). An den schon an sich dunkel gefärbten Klinkerkörnern ist keine Veränderung wahrzunehmen.

Anders sind die Erscheinungen bei Schwachbrand und Naturzementen, deren Korn von Natur hell gefärbt ist und sich oft durch sein kalkiges Aussehen von Schlacken unterscheiden läßt. Daß jedoch ohne Färbung Verwechslungen von Schlacke mit Schwachbrand oder dgl. leicht vorkommen können, zeigt ein Vergleich der Abb. 2 und 9. Durch Bleiazetatlösung färben sich fast alle Körner des Schwachbrandes schwach gelbbraun an, während zugleich kleine und kleinste dunkelbraune bis schwarze Punkte auftreten, und zwar ziemlich gleichmäßig über die ganze Oberfläche verteilt. Dasselbe Bild bieten die feineren Körner des Portlandklinkers, die durchsichtiger sind als die gewöhnlich für die Versuche benutzt grobkörnige Fraktion. Auch nach langer Zeit (30 bis 60 Min.) erfolgt keine vollständige Färbung. Das der Abb. 10 entsprechende Bild bleibt erhalten. Durch sehr dichtes Aneinanderliegen der färbbaren Punkte kann bei einzelnen Körnern der Anschein erweckt werden, als ob sie in größeren Flächen oder ganz gefärbt seien. Doch beginnt die Färbung stets in punktförmigen Stellen, und auch nach längerer Einwirkung sind bei genauerer Betrachtung auf den gefärbten Flächen dunklere Punkte erkennbar. Die Begrenzung der gefärbten Teile ist niemals scharf, wie bei Schlacke, wie an den mit „1“ bezeichneten Körnern in Abb. 10 deutlich erkennbar ist[1]. Oft wird die Unterscheidung noch dadurch erleichtert, daß die Schlackenkörner in

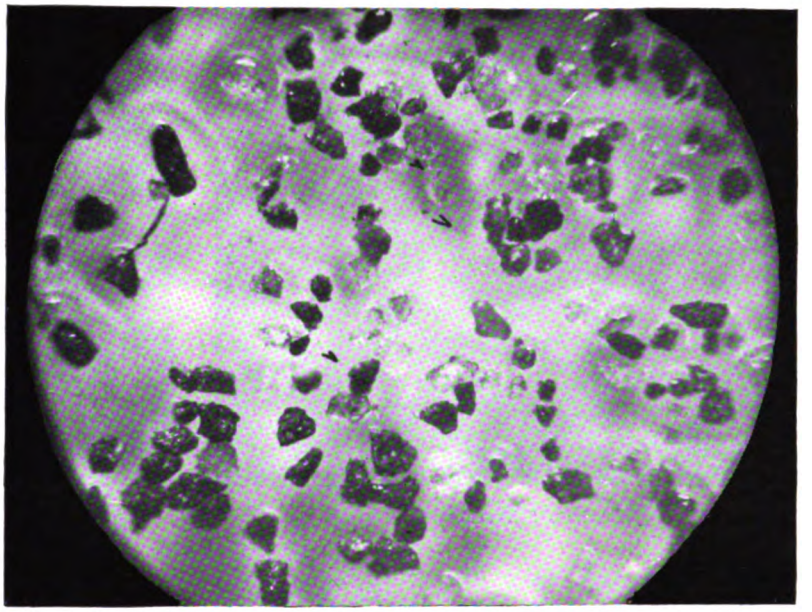


Abb. 7. Eisenportlandzement.

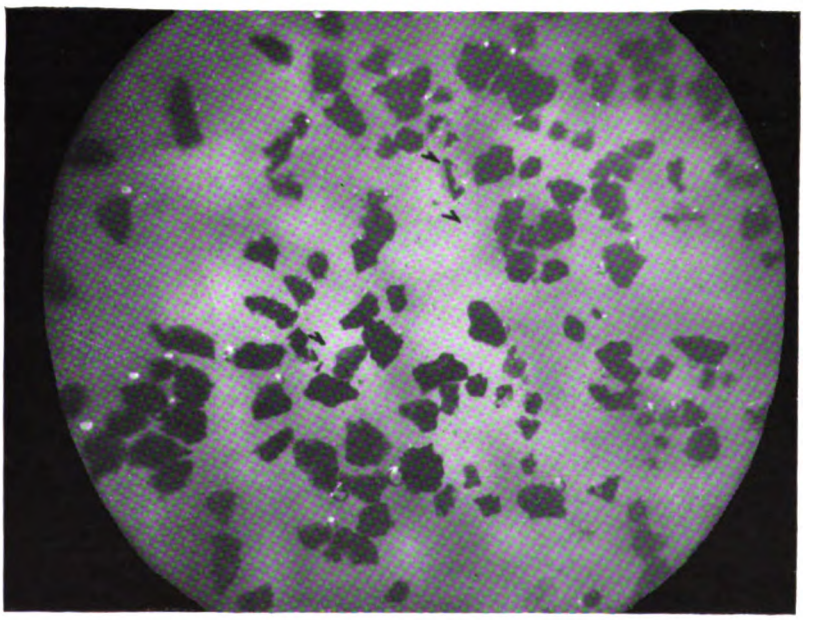


Abb. 8. Eisenportlandzement mit Bleiazetatlösung behandelt.

[1] In dem seit Erscheinen der Originalarbeit verstrichenen Jahr hat sich das Verfahren an einer weiteren großen Anzahl von Fällen bewährt.

[1] Die scharfe Begrenzung des mit „2“ bezeichneten dunklen Kornes der Abb. 10 ist nur scheinbar und durch die ungenügende Randschärfe des Okulars bedingt.

Digitized by Google

der sauren Lösung scharfkantig bleiben und nur in geringem Maße Gas (Schwefelwasserstoff) in kleinen Bläschen abgeben, während die kalkreicheren Zementkörner

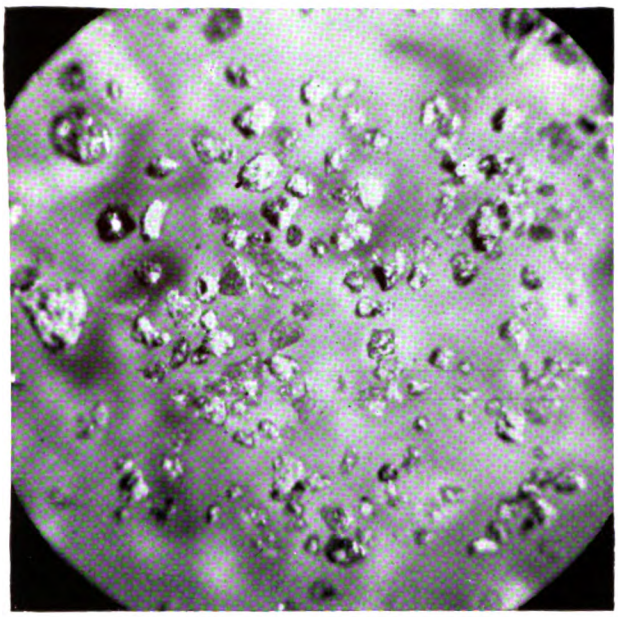


Abb. 9. Schwachbrand.

in der Regel rasch unter Blasenentwicklung (CO_2) angegriffen werden und eine flockige Oberfläche erhalten (vgl. Abb. 10, 12, 13).

Die Erklärung für die vollständige Durchfärbung der Schlackenkörner im Unterschied von der punktförmigen oder nur ganz schwachen Anfärbung von Klinkerkörnern usw. dürfte darin zu suchen sein, daß in der glasig erstarrten Schlacke die sulfidischen Anteile

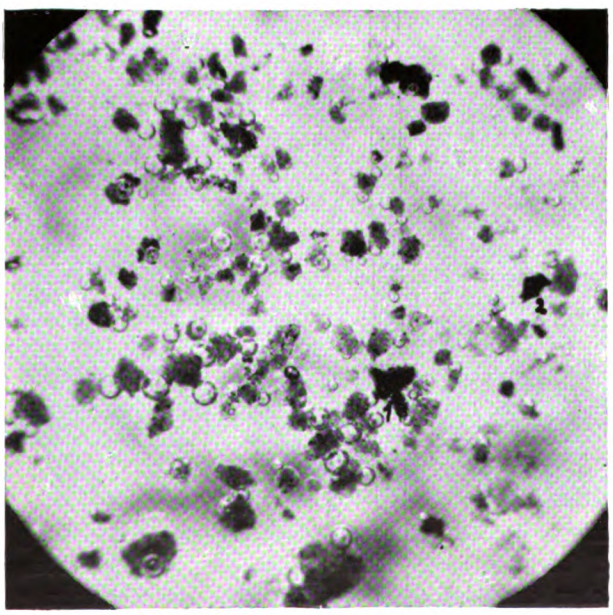


Abb. 10. Schwachbrand mit Bleiazetatlösung nach 5 Min.

gleichmäßig verteilt sind. Die bei der rein glasigen, oft vom Rande aus erfolgende Färbung dürfte dadurch bewirkt sein, daß infolge der geringeren Dicke des Randes hier zuerst eine merkliche Intensität der Schwärzung eintritt. Woher in manchen Fällen die Färbung in den beschriebenen eigenartigen Figuren beginnt (Abb. 6), ist hierdurch allerdings nicht erklärt. Im Gegensatz

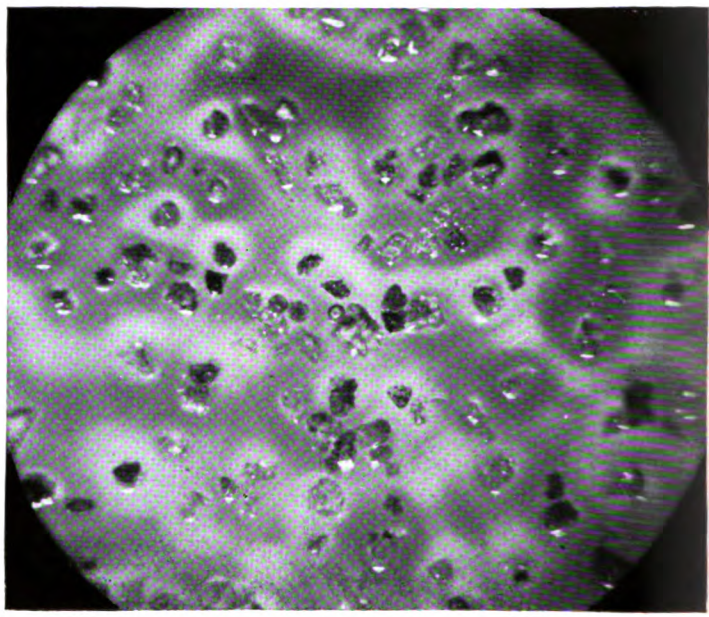


Abb. 11. Schlackenhaltiger Naturzement.

zur Schlacke hat im Klinker bei der Erstarrung zu einem kristallinen Produkt eine Entmischung stattgefunden. Die schon von Natur in viel geringerer Menge vorhandenen Sulfide dürften als selbständiger Bestandteil des Mineralgemisches des Klinkers oder auch in fester Lösung in einem Klinkermineral vorkommen. Versuche, die mit gepulverter Hochofenstückschlacke gemacht wurden, bewiesen dies ebenfalls. Es

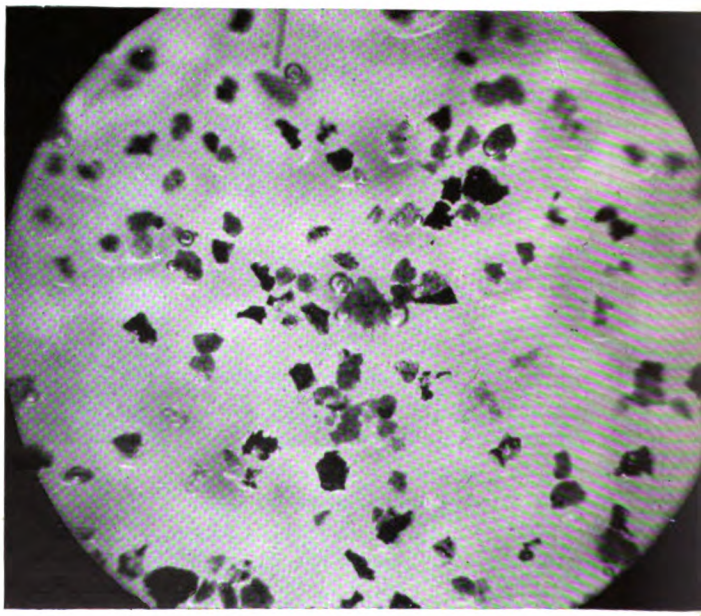


Abb. 12. Schlackenhaltiger Naturzement mit Bleiazetat behandelt (gleiche Stelle wie Abb. 11).

trat keine gleichmäßige Färbung der beschriebenen Art ein.

Zum Nachweis von Schlacke in Zementen zweifelhafter Art wurde die Bleiazetatbehandlung mit Erfolg

Digitized by Google

herangezogen[1]. Körner, die bei der mikroskopischen Betrachtung wie Schlacke aussahen (scharfkantig, mit muscheligem, splittrigem oder auch ebenem Bruch, weiß oder hellgelblich, durchsichtig, opak oder mit Entglasungserscheinungen), wurden auf ihr Verhalten

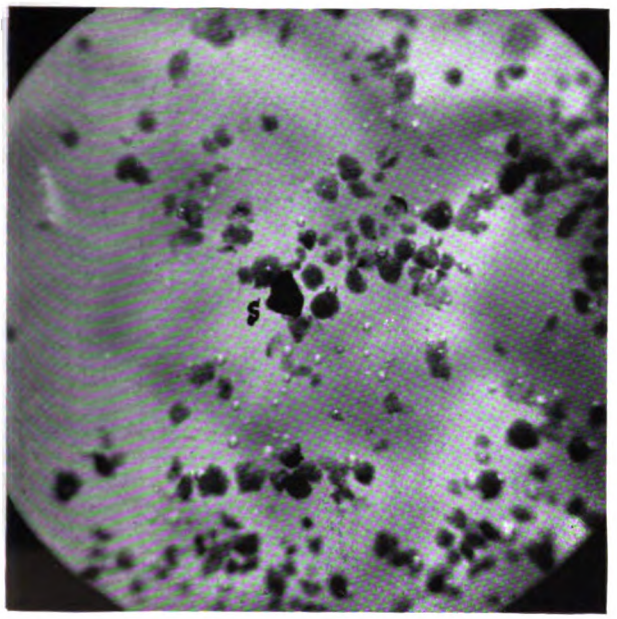


Abb. 13. Schlackenhaltiger Naturzement. Das mit S bezeichnete ursprünglich klar durchsichtige Schlackenkorn färbte sich mit Bleiazetat augenblicklich schwarz.

gegen Bleiazetatlösung untersucht. Handelte es sich um Schlacke, so trat binnen kurzer Zeit die charakteristische Färbung ein. Die Untersuchung muß natürlich an mehreren Proben ausgeführt werden. In den Abb. 11, 12, 13 sind einige typische Bilder gezeigt.

Für quantitative Zwecke, d. h. für die Auszählung der Schlackenkörner unter dem Mikroskop zum Zwecke der Bestimmung des Schlackengehaltes, wurde die Bleiazetatmethode bisher nicht verwendet. Hier sind auch kaum zuverlässige Ergebnisse zu erwarten, da insbesondere bei Naturzementen nicht ohne weiteres angenommen werden kann, daß Schlacke und Zementklinker im für die Untersuchung verwendeten Grieß in demselben Verhältnis enthalten sind wie im Durchschnitt des gesamten Mehles.

Für qualitative Zwecke gelangt man unter Zuhilfenahme des Bleiazetatverfahrens einfacher, schneller und sicherer zu einwandfreien Ergebnissen, als wenn man sich auf die bloße Betrachtung im Mikroskop beschränkt, wobei zudem die Anwendung polarisierten Lichtes unerläßlich ist. Bei Ausführung der Untersuchung mittels der Bleiazetatlösung ist das Polarisationsmikroskop entbehrlich, dessen Anschaffung teuer ist und dessen Gebrauch eine gewisse Übung voraussetzt. Das Verfahren dürfte deshalb gerade für Betriebe und Laboratorien, in denen kein Polarisationsmikroskop zur Verfügung steht, von Nutzen sein, während es dort, wo ein solches vorhanden ist, die Möglichkeit einer zuverlässigen Kontrolle bietet. Die Untersuchung kann mit dem einfachsten Mikroskop ausgeführt werden, da bei Verwendung des Grießes $\frac{900}{10\,000}$ nur etwa 25fache Vergrößerung erforderlich ist.

[1] Meist handelte es sich um Naturzement enthaltende Mischzemente.

Zusammenfassung:

Hydraulischer Schlackensand färbt sich unter der Einwirkung essigsaurer Bleiazetatlösung binnen kurzer Zeit in charakteristischer Weise braun bis schwarz, was sich an grießförmigen Anteilen unter dem Mikroskop gut verfolgen läßt. Klinkerkörner von etwa 15 untersuchten Zementen färbten sich niemals in derselben Weise. Es ist daher möglich, Schlackenzusatz in Zementen mittels der Bleiazetatbehandlung nachzuweisen, wie durch Versuche und Mikroaufnahmen gezeigt wird.

Wasseraufnahme von Portlandzement bei Luftlagerung.

Von **V. Rodt**[1].

Die Lagerbeständigkeit der Portlandzemente ist im allgemeinen gut und für die praktische Anwendung vollständig ausreichend. Trotzdem kommt es ab und zu vor, daß Zemente bei kurzer Lagerung vor der Verwendung auf der Baustelle eine auffallende Veränderung ihrer Abbindezeit aufweisen — eine Erscheinung, welche man bekanntlich als „Umschlagen" bezeichnet. Der Grund dieses Verhaltens ist nicht bekannt, vermutungsweise wird als Grund eine Nachfeinerung des Kornes, Einwirkung von Wasser, Feuchtigkeit, Kohlensäure oder Gehalt an Alkalien angeführt, ohne daß jedoch experimentelle Beobachtungen zum Gegenstande vorlägen.

Es möge daher hier einer dieser Faktoren — die Feuchtigkeit der Luft bei ihrer Einwirkung auf Portlandzement — beobachtet werden, der ja unter allen Verhältnissen zu einer gewissen Auswirkung kommen muß. Die Kohlensäure der Luft dürfte in den meisten Fällen von ganz untergeordneter Bedeutung sein, da der normale Gehalt der Luft an Kohlensäure nur 0,03% beträgt und somit im Vergleich zu den großen Zementmassen, die bei der praktischen Verwendung in Betracht kommen, verschwindend ist; die Kohlensäure soll hier daher nicht in den Kreis der Beobachtungen gezogen werden.

Der zu den Versuchen dienende Zement war eine als gut bekannte Marke eines deutschen Portlandzementes, der den deutschen Normen nach jeder Hinsicht entsprach und folgende chemische Zusammensetzung hatte:

Glühverlust	3,34%	Kalk	62,70%
Kieselsäure	21,06%	Magnesia	1,22%
Tonerde	7,05%	Schwefelsäure . . .	1,67%
Eisenoxyd	2,25%	Rest	0,71%

[1] Original: Zement 14, Nr. 24, S. 520/22 (1925).

Digitized by Google

Die Versuche mit diesem Zement wurden in folgender Weise ausgeführt:

Je 0,5 g Zement wurden in flache mit eingeschliffenem Glasdeckel verschließbare Trockengläschen auf der analytischen Wage eingewogen und auf dem Boden in dünner Schicht ausgebreitet.

In sieben geräumigen Exsikkatoren wurden ferner je 300 ccm Schwefelsäure eingefüllt, und zwar besaßen die Schwefelsäuren Konzentrationen, welche folgenden relativen Luftfeuchtigkeiten entsprachen:

bei Versuch	I	10%	relative	Luftfeuchtigkeit
„ „	II	30%	„	„
„ „	III	50%	„	„
„ „	IV	60%	„	„
„ „	V	70%	„	„
„ „	VI	80%	„	„
„ „	VII	90%	„	„

Die Schwefelsäure befand sich am Boden des Exsikkators, darüber war ein Drahtnetz angebracht, auf dem sich das Wägegläschen mit dem Zement sowie ein Maximum- und Minimum-Thermometer befand.

Die Wassermenge, die der Zement aus der feuchten Luft aufnahm, wurde durch fortgesetzte Wägung aus der Gewichtszunahme ermittelt und ist aus den folgenden Tabellen I bis VII und der bildlichen Darstellung in den Schaubildern 1 und 2 ersichtlich.

Versuch I. 10% relative Luftfeuchtigkeit.

Lagerungsdauer in Tagen	t min	t max	Gewicht des Wägeglases mit 0,5 gr Zement	Wasseraufnahme in mg	Wasseraufnahme in % der ursprünglichen Substanz
0	—	—	15,0380	—	—
2	14	15			
3	12	14	15,0386	0,4	0,08
4	12	13	15,0386	0,5	0,10
5	13	13	15,0386	0,5	0,10
6	13	13	15,0386	0,5	0,10
7	13	14	15,0390	0,9	0,18
9	13	14	15,0390	0,9	0,18
11	13	15	15,0395	1,4	0,28
13	15	16	15,0402	2,1	0,42
16	12	15	15,0412	3,1	0,62
18	12	14	15,0414	3,3	0,66
20	14	14	15,0414	3,3	0,66
23	13	15	15,0414	3,3	0,66

Versuch II. 30% relative Luftfeuchtigkeit.

Lagerungsdauer in Tagen	t min	t max	Gewicht des Wägeglases mit 0,5 gr Zement	Wasseraufnahme in mg	Wasseraufnahme in % der ursprünglichen Substanz
0		16	17,9492	—	—
5		14	17,9499	0,07	0,14
6		14	17,9499	0,07	0,14
7		14	17,9501	0,09	0,18
8		14	17,9502	0,10	0,20
9		14,7	17,9504	0,12	0,24
11		15	17,9507	0,15	0,30
13		16	17,9510	0,18	0,36
15		15,7	17,9515	0,23	0,46
18		14	17,9526	0,34	0,68
20		14,5	17,9527	0,35	0,70
22		14	17,9528	0,36	0,72
25		15,3	17,9528	0,36	0,72
27		15	17,9528	0,36	0,72

Versuch III. 50% relative Luftfeuchtigkeit.

Versuchsdauer in Tagen	t min	t max	Gewicht des Wägegläschens mit 5 g Substanz	Gewichtszunahme in mg	Wasseraufnahme in % der ursprünglichen Substanz
—	16	16	16,1110		
3	14	14	16,1126	1,4	0,28
4	14	14	16,1126	1,4	0,28
5	12	15	16,1130	1,8	0,36
6	14	14	16,1132	2,0	0,40
7	14	15	16,1134	2,2	0,44
9	15	15	16,1134	2,2	0,44
11	15	15	16,1140	2,8	0,56
13	16	16	16,1142	3,0	0,60
16	14	16	17,1154	4,2	0,84
18	14	14	16,1154	4,2	0,84
20	14	15	16,1154	4,2	0,84
23	14	15	16,1154	4,2	0,84

Versuch IV. 60% relative Luftfeuchtigkeit.

Versuchsdauer in Tagen	t min	t max	Gewicht des Wägegläschens mit 5 g Substanz	Gewichtszunahme in mg	Wasseraufnahme in % der ursprünglichen Substanz
0		16,2	16,9168		
3		13,2	16,9200	3,0	0,60
4		13,2	16,9202	3,2	0,64
5		14	16,9206	3,6	0,72
6		13,7	16,9214	4,4	0,88
7		14	16,9218	4,8	0,96
9		14,7	16,9228	5,8	1,16
11		15	16,9232	6,2	1,24
13		16	16,9240	7,0	1,40
16		15,7	16,9254	8,4	1,68
18		14	16,9254	8,4	1,68
20		14,5	16,9262	9,2	1,84
23		15	16,9264	9,4	1,88
25		14,7	16,9264	9,4	1,88

Versuch V. 70% relative Luftfeuchtigkeit.

Lagerungsdauer in Tagen	t min	t max	Gewicht des Wägegläschens mit 0,5 g Zement	Wasseraufnahme in mg	Wasseraufnahme in %
—			16,1112		
1	18	20	16,1131	1,9	0,38
16	12	17	16,1214	10,2	2,04
20	12	13	16,1220	10,8	2,16
22	14	16	16,1230	11,8	2,36
28	16	17	16,1252	14,0	2,80
31	17	17	16,1260	14,8	2,96
34	18	19	16,1266	15,4	3,08
36	19	20	16,1272	16,0	3,20
41	20	20	16,1288	17,6	3,52
45	19	20	16,1298	18,6	3,72
49	18	18	16,1300	18,8	3,76
51	18	18	16,1310	19,8	3,96
70	17	22	16,1326	21,4	4,28
89	20	25	16,1344	23,2	4,64
143	24	23	16,1402	29,0	5,80

Ergebnis der Lagerungsversuche.

Das Ergebnis der Lagerungsversuche eines Portlandzementes bei verschiedenen Luftfeuchtigkeiten läßt sich folgendermaßen zusammenfassen:

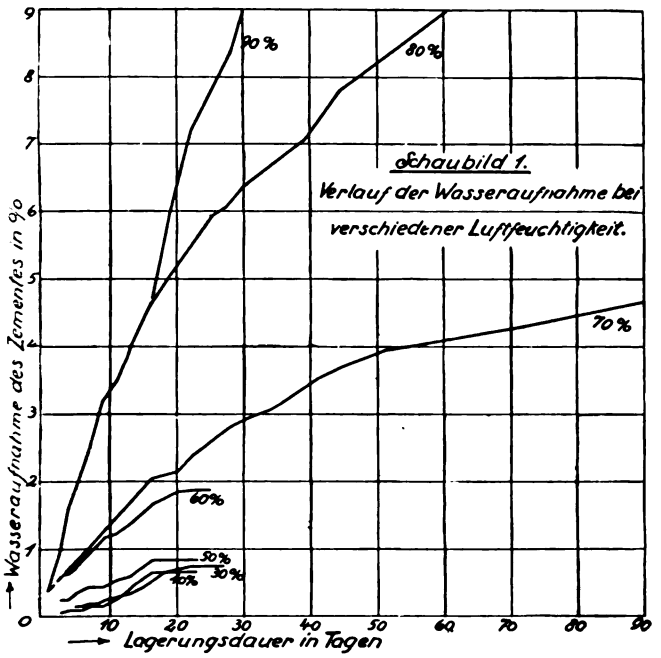
Bei 10 bis 50% relativer Luftfeuchtigkeit nimmt der Zement nur langsam und wenig Wasser auf; nach 25 Tagen nimmt die aufgenommene Wassermenge nicht mehr merklich zu und beträgt unter 1%.

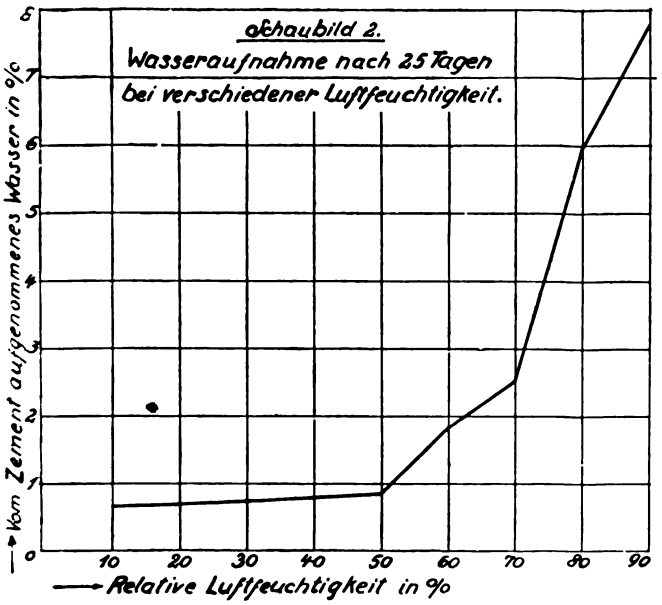
Digitized by Google

Bei 60% relativer Luftfeuchtigkeit steigt die Wasseraufnahme wesentlich stärker an und erreicht nach 25 Tagen — mit etwa 2% — einen Höchstbetrag.

Sobald die relative Luftfeuchtigkeit der Luft jedoch über 60% steigt, erfolgt eine rasche und dauernd steigende Wasseraufnahme, welche die folgenden Beträge erreicht:

Relat. Luftfeuchtigkeit in %	Lagerungsdauer in Tagen	Wasseraufnahme in %
70	143	5,8
80	189	18,2
90	85	22,0





Besonders deutlich ist der Knick der Wasseraufnahmekurve bei 50% relativer Feuchtigkeit aus Schaubild 2 ersichtlich, auf dem die Wasseraufnahme nach 25 Tagen bei verschiedenen Luftfeuchtigkeiten zusammengestellt sind.

Diesen Beobachtungen gemäß ist anzunehmen, daß die Lagerbeständigkeit des Zementes, soweit sie auf der Einwirkung der atmosphärischen Feuchtigkeit beruht, erst beeinträchtigt wird, wenn die Luftfeuchtigkeit 50% übersteigt, d. h. wenn sie über die übliche mittlere Luftfeuchtigkeit hinausgeht.

Versuch VI. 80% relative Luftfeuchtigkeit.

Lagerungsdauer in Tagen	t min	t max	Gewicht des Wägegläschens mit 0,5 g Zement	Wasseraufnahme in mg	Wasseraufnahme in %
0	14	16	15,5902	—	—
3	12	12	15,5953	5,1	1,02
4	12	12	15,5982	8,0	1,60
5	12	13	15,5999	9,7	1,94
6	12	12	15,6012	11,0	2,20
7	13	13	15,6028	12,6	2,52
9	13	13	15,6062	16,0	3,20
11	14	14	15,6078	17,6	3,52
13	15	15	15,6104	20,2	4,04
16	12	15	15,6136	23,4	4,68
18	13	13	15,6151	24,9	4,98
20	13	13	15,6162	26,0	5,20
23	12	14	15,6184	28,2	5,64
25	14	14	15,6194	29,2	5,84
27	15	15	15,6206	30,4	6,08
30	14	15	15,6222	32,0	6,40
37	16	16	15,6250	34,8	6,96
39	16	16	15,6256	35,4	7,08
41	17	17	15,6268	36,6	7,32
44	17	18	15,6292	39,0	7,80
46	16	17	15,6292	39,0	7,80
61	16	16	15,6354	45,2	9,04
65	11	16	15,6370	46,8	9,36
67	12	11	15,6370	46,9	9,38
73	15	15	15,6400	49,8	9,96
76	14	16	15,6412	51,0	10,20
79	16	16	15,6420	51,8	10,36
81	18	18	15,6420	51,8	10,36
86	19	19	15,6458	55,6	11,12
90	19	19	15,6466	56,4	11,28
94	17	18	15,6480	57,8	11,56
97	17	17	15,6490	58,8	11,76
115	16	16	15,6550	64,8	12,96
135	17	20	15,6620	71,8	14,26
189	17	23	15,6812	91,0	18,20

Versuch VII. 90% relative Luftfeuchtigkeit.

Lagerungsdauer in Tagen	t min	t max	Gewicht des Wägeglases mit 0,5 g Substanz	Wasseraufnahme in mg	Wasseraufnahme in %
0	15	15	18,7234	—	1,0
3	14	15	18,7284	5	1,0
16	15	17	18,7517	23	4,6
20	16	17	18,7834	32	6,4
22	17	17	18,8194	36	7,2
28	15	16	18,8614	42	8,4
31	16	18	18,9084	47	9,4
34	18	19	18,9594	51	10,2
36	14	16	19,0134	54	10,8
41	16	16	19,0734	60	12,0
85	17	19	19,1834	110	22,0

Die großen Massen, in denen der Zement normalerweise lagert, werden diese hier beobachtete Einwirkung der Luftfeuchtigkeit natürlich bei weitem nicht zu einer solchen Auswirkung kommen lassen wie bei vorliegenden Versuchsbedingungen, da sich der Prozeß im wesentlichen nur in den obersten Schichten der lagernden Massen vollziehen wird.

Digitized by Google

Kann Traß durch anderes Steinmehl ersetzt werden?

Von **H. Burchartz**[1].

Bekanntlich wird Traß dem Zementmörtel oder -beton zugesetzt, um den beim Erhärten des Zementes frei werdenden Kalk zu binden und ihn dort, wo dieser gegebenenfalls nachteilig wirken kann, nach Möglichkeit unschädlich zu machen, dann aber auch, um den Mörtel bzw. Beton weniger wasserdurchlässig oder, soweit dies möglich, wasserdicht zu machen.

In beiden Fällen hat der Zusatz von Traß — Zutritt von Feuchtigkeit natürlich vorausgesetzt — eine je nach Umständen mehr oder weniger große Festigkeitssteigerung des Mörtels bzw. Betons zur Folge, und zwar, entgegen der Ansicht von Graf[2], sowohl bei fetten wie bei mageren Mischungen.

Graf ist allerdings der Ansicht, daß der günstige Einfluß des Trasses auf Zementmörtel bzw. Beton auf mechanischer Wirkung beruht; denn er folgert auf Grund einiger weniger Versuche,

> „daß die festigkeitserhöhende Wirkung des rheinischen Trasses im Zementbeton zunächst mit der Möglichkeit zusammenhängt, daß das Traßmehl das Raumgewicht des Mörtels oder des Betons erhöht".

Zu dieser immerhin weitgehenden Schlußfolgerung, die nicht im mindesten die chemische Wirkung des Trasses berücksichtigt und die, nebenbei bemerkt, in den Ergebnissen andernorts ausgeführter Versuche über den Einfluß des Trasses auf die Festigkeit von Portlandzement keine Stütze findet, glaubt sich Graf wahrscheinlich deshalb berechtigt, weil er bei Versuchen mit anderen Steinmehlen, bei denen er anscheinend keine chemische, sondern ebenfalls nur eine mechanische Wirkung (Erhöhung der Dichtigkeit) voraussetzt, gleichfalls eine Festigkeitssteigerung von Zementmörtel beobachtet hat.

Die Grafsche Schlußfolgerung ist selbst bei der gewählten einschränkenden Form nicht verständlich; denn wie wäre sonst die durch einschlägige Versuche[1] bestätigte Tatsache zu erklären, daß Traß bei kalkreichen Zementen günstiger wirkt, d. h. stärkere Festigkeitserhöhung herbeiführt als bei kalkarmen, und vor allem die weitere hinlänglich bekannte Tatsache, daß Traß, an sich ein Stoff ohne eigenes Erhärtungsvermögen, die verhältnismäßig geringe Festigkeit von Weiß- oder Graukalk in so außerordentlich hohem Grade zu steigern vermag!

In beiden Fällen kommt eine mechanische Wirkung des Trasses nicht in Frage, sondern einzig und allein eine chemische.

Die Grafschen Versuche mit Steinmehlen haben allerdings ergeben, daß auch solche die Festigkeit von Zementmörtel bzw. -beton zu steigern vermögen. Die zu diesen Versuchen angewendeten Steinmehle waren jedoch aus kohlensaurem Kalk und Anhydrit gewonnen, also aus Stoffen, die unter gegebenen Bedingungen außer einer mechanischen auch eine chemische Wirkung (sogenannte Nebenvalenzwirkung) auf den Zement ausgeübt haben können. Z. B. ist bekannt, daß Gemische aus gelöschtem Kalk und kohlensaurem Kalk höhere Mörtelfestigkeiten ergeben als gelöschter Kalk allein. Ebenso liefert gemahlener Anhydrit mit geringem Zusatz von Kalk oder Zement Mörtel von verhältnismäßig hoher Festigkeit.

Es lag nun die Frage nahe, ob auch Steinmehl aus einem völlig inerten, d. h. in chemischer Beziehung unwirksamen natürlichen Gesteinsmaterial die Erhärtungsfähigkeit von Zement bzw. Zementmörtel ebenso günstig wie Traß zu beeinflussen vermag.

Um Aufschluß über diese Frage zu gewinnen, wurden vergleichende Festigkeitsversuche mit Mörtel ausgeführt, denen teils Traß, teils feingemahlener Quarzsand, teils ein Gemisch aus beiden zugesetzt war. Die für diese Versuche hergestellten Probekörper wurden auch auf Wasseraufnahme, Raumgewicht sowie auf Dichtigkeits- und Undichtigkeitsgrad geprüft, um ein Bild über die Beziehungen zwischen Wasseraufnahme, Raumgewicht und Dichtigkeitsgrad einerseits und Festigkeit andererseits zu gewinnen.

In meiner Arbeit „Traß als Ersatz für Zement und als Zusatz für Zementmörtel" hatte ich nämlich u. a. darauf hingewiesen, daß die Raumgewichte von Stoffen, die aus verschiedenen Bestandteilen zusammengesetzt sind, wie Mörtel und Beton, nur miteinander vergleichbar sind, wenn die Einzelbestandteile dieser Stoffe gleiches oder wenigstens annähernd gleiches Raumgewicht und spezifisches Gewicht haben, und daß nur in diesem Falle das Raumgewicht ein Maßstab für den Dichtigkeitsgrad

---

[1] Original: Zement 14, Nr. 15, S. 336/38, Nr. 16, S. 355/58 (1925).

[2] Graf behauptet in der „Schlußfolgerung" zu seiner Schrift „Versuche über den Einfluß von Traßmehl und anderen Steinmehlen im Zementmörtel und Beton", Verlag des Vereins Deutscher Ingenieure, Berlin, 1922, daß „Traßmehl bei fettem Beton die Festigkeit in der Regel nicht vergrößert, weil fetter Beton durch den Traßzusatz nicht dichter wird, in solchen Fällen vielmehr in der Regel zu einer Verminderung der Festigkeit führt". Durch die Versuche des Verfassers (s. Burchartz: Traß als Ersatz für Zement und als Zusatz zu Zementmörtel, „Zement" 1923, Nr. 38/45) ist erwiesen, daß Traß auch die Festigkeit von fettem Zementmörtel erhöht. Diese Versuche bezogen sich auf Mörtel der Mischung 1:3, die wohl als fett bezeichnet werden kann. Verfasser fand sogar bei Mörtel der Mischung 1 : 2 noch Steigerung der Festigkeit durch Traßzusatz. So ergab sich für die Mischung 1 Raumteil Portlandzement : 2 Raumteile Freienwalder Rohsand nach 28 Tagen Erhärtung (1 Tag an der Luft, die übrige Zeit unter Wasser) im Mittel

	Zugfestigkeit	Druckfestigkeit
für die Mischung ohne Traß . .	31,8 kg/cm² (r = 2,41)	233 kg/cm² (r=2,30)
für die Mischung mit 0,5 Raumteilen Traß . .	32,3 kg/cm² (r = 2,36)	249 kg/cm² (r =2,25)

Die Festigkeit ist also durch den Traßzusatz erhöht trotz Verringerung des Raumgewichtes.

[1] Burchartz: Traß als Ersatz für Zement und als Zusatz für Zementmörtel, „Zement" 1923, Nr. 38/45.

Digitized by Google

bzw. Undichtigkeitsgrad der Stoffe sei. Die vorliegenden Versuche sollten zeigen, wieweit diese Behauptung berechtigt war. Das zur Untersuchung bestimmte Material bestand aus

1. Portlandzement,
2. rheinischem Traß,
3. Stein- (Quarz-) Mehl,
4. Quarzkiessand (Körnung 0 bis 3 mm).

Das Steinmehl war gemahlener Hohenbockaer Sand, bekanntlich ein sehr reiner Quarzsand, der vielfach zur Glaserzeugung und auch zur Herstellung von Scheuerpulver benutzt wird. Der Kiessand war durch Absieben von Cossebauder Kies, einem anerkannt guten Zuschlagstoff, auf dem 4-Maschen-Sieb gewonnen.

Die Materialeigenschaften der einzelnen Stoffe sind aus den Tafeln 1 bis 3 ersichtlich.

Zur Prüfung gelangten folgende Mischungen:

Lfde. Nr.	Mischung in Raumteilen			
	Zement	Kiessand	Traß	Steinmehl
1	1	+4	—	—
2	1	+4	+0,25	—
3	1	+4	+0,50	—
4	1	+4	+0,75	—
5	1	+4	+1	—
6	1	+4	+0	+0,25
7	1	+4	+0	+0,50
8	1	+4	+0	+0,75
9	1	+4	+0	+1
10	1	+4	+0,25	+0,75
11	1	+4	+0,50	+0,50
12	1	+4	+0,75	+0,25

Tafel 1. Allgemeine Eigenschaften der Probestoffe.

Material	Mittleres Gewicht für 1 Liter in kg			Spezifisches Gewicht	Dichtigkeitsgrad $d = \frac{R r}{s}$	Undichtigkeitsgrad $u = 1 - d$	Gehalt an	
	eingefüllt	eingelaufen	eingerüttelt		bezogen auf das eingerüttelte Material		hygroskopischem Wasser	Hydratwasser
	Rt.	Rl.	Rr.	s			%	%
Zement	1,281[1]	1,220	2,000[1]	3,125	—	—	—	—
Traß	0,917[1]	0,873	1,412[1]	2,358	—	—	2,78	7,27
Steinmehl	0,940[2]	0,891[1]	1,532[1]	2,691	0,570	0,430	—	—
Cossebauder Kiessand[3]	1,661[2]	1,613[1]	1,925[1]	2,681	0,720	0,280	—	—

Tafel 2. Mahlfeinheit bzw. Kornzusammensetzung der Probestoffe.

Material	Rückstand in % auf den Sieben mit Maschen für 1 cm²										Durchgang durch das feinste Sieb
	4	9	16	60	120	240	324	600	900	5000	
Zement	—	—	—	—	—	0,0	0,2	0,7	1,0	19,4	80,6
Traß	—	—	—	0,0	0,3	1,3	3,2	9,0	10,6	35,5	64,5
Steinmehl	—	—	—	—	—	—	—	0,0	0,1	1,3	98,7
Cossebauder Kiessand	0,0	9,3	21,8	47,4	62,8	—	86,7	—	98,5	—	1,5

Hiernach kennzeichnen sich der verwendete Zement und Traß als normengemäß. Der Kiessand hat die Eigenschaften eines guten Mauersandes. Er ist rein und gemischtkörnig. Das aus dem Hohenbockaer Sand erzeugte Steinmehl ist von außerordentlicher Feinheit. Es hinterläßt auf dem 5000-Maschen-Sieb kaum einen Rückstand (1,3%). Seiner Kornzusammensetzung entsprechend ist es sehr undicht. Es enthält 43% Hohlräume.

Tafel 3. Normenfestigkeit des Zementes und Trasses.

Material	Zugfestigkeit in kg/qcm nach		Druckfestigkeit in kg/qcm nach 28 Tagen	
	7 Tagen	28 Tagen		
	Wasserlagerung		Wasserlagerung	kombinierte Lagerung
Zement	17,7	—	295	339
Traß	—	22,5	157	—

Aus diesen Mischungen[1] wurden Druckprobekörper in Normalformat (Würfel von 7,1 cm Kantenlänge) gefertigt. Die Mischungen wurden, um den Einfluß der Art der Verarbeitung (Höhe des Wasserzusatzes) auf Dichtigkeit und Festigkeit festzustellen, teils erdfeucht, teils weich angemacht. Die angewendeten Wasserzusätze sind in Tafel 4 (Spalte 6) verzeichnet.

Der erdfeuchte Mörtel, der gemäß den Zementnormen im Mörtelmischer Bauart Steinbrück-Schmelzer gemischt war, wurde auf dem Hammerapparat Bauart Böhme unter Anwendung von 150 Schlägen in die Form eingeschlagen, der von Hand angemachte weiche Mörtel unter leichtem Stampfen in die Formen eingefüllt.

Die Probekörper lagerten 24 Stunden in feuchter Luft, die übrige Zeit unter Wasser von Zimmerwärme.

Ihre Prüfung erstreckte sich auf die Bestimmung folgender Eigenschaften:

1. Wasseraufnahme (scheinbare Dichte),
2. Raumgewicht (trocken), spezifisches Gewicht, Dichtigkeitsgrad und Undichtigkeitsgrad,
3. Druckfestigkeit nach 28 Tagen und 3 Monaten Erhärtung unter Wasser (den ersten Tag an der Luft).

Bezüglich der Art der Versuchsausführung erübrigen sich besondere Angaben, da diese als bekannt vorausgesetzt werden darf.

Nur bezüglich der Wasseraufnahmebestimmung sei bemerkt, daß diese in der Weise vorgenommen wurde, daß

[1] Für die Mischungen Nr. 2 bis 9 mit Traß- bzw. Steinmehlzusatz wurde der Traß bzw. das Steinmehl zunächst dem Zement zugemischt und dann dieses Gemisch mit dem Kiessand zu Mörtel verarbeitet. Für die Mischungen Nr. 10 bis 12 wurden zunächst die Gemische aus Traß und Steinmehl hergestellt, diese dann dem Zement zugesetzt und die so gewonnenen Mischungen mit dem Kiessand zu Mörtel verarbeitet.

Als Einheitsgewicht für die zur Herstellung der Mörtelmischungen zur Anwendung gelangenden Rohstoffe wurden die Litergewichte der Stoffe eingefüllt zugrunde gelegt (s. Tafel 1), und zwar wurden an Stelle eines Liters verarbeitet für

den Zement	1,281 kg,
den Traß	0,917 kg,
das Steinmehl	0,940 kg,
den Kiessand	1,661 kg.

[1] Im 1-Liter-Gefäß ermittelt.

[2] Im 10-Liter-Gefäß ermittelt.

[3] Der Gehalt des Kiessandes an abschlämmbaren (beständigen) Bestandteilen betrug 0,2%.

Digitized by Google

Tafel 4. Ergebnisse der Prüfung auf Wasseraufnahme, Raumgewicht, spezifisches Gewicht, Dichtigkeitsgrad und Undichtigkeitsgrad.

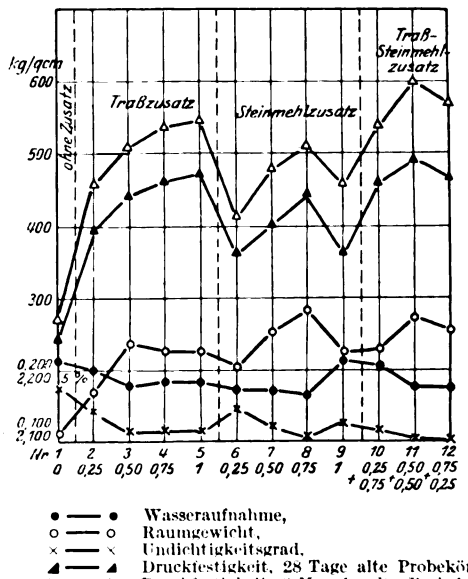
Mittelwerte aus je drei Einzelversuchen.

1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12	13	14	15
	Mischung in Raumteilen					Wasseraufnahme								
Lfde. Nr.	Zement	Kiessand	Traß	Steinmehl	Wasserzusatz %	Gewicht der Proben in g nach 28 Tagen Wasserlagerung	dem Trocknen	Wassersättigung	Wasseraufnahme in g	Wasseraufnahme in %	Raumgewicht, trocken r	Spezifisches Gewicht s	Dichtigkeitsgrad $\frac{r}{s} = d$	Undichtigkeitsgrad $1 - \frac{r}{s} = u$
						Erdfeucht angemacht.								
1	1	4	0	0	7,0	794	746	787	41	**5,6**	**2,101**	2,542	**0,827**	0.173
2	1	4	0,25	0	7.3	813	770	810	40	**5,2**	**2,169**	2,532	**0,857**	0,143
3	1	4	0,50	0	7.5	830	795	826	31	**3,9**	**2,239**	2,521	**0,888**	0.112
4	1	4	0.75	0	7.7	828	790	824	33	**4,2**	**2,225**	2,510	**0,886**	0.114
5	1	4	1	0	8,0	827	790	823	33	**4,2**	**2,226**	2,510	**0,887**	0.113
6	1	4	0	0,25	7.0	803	782	810	28	**3,6**	**2,203**	2,575	**0,856**	0.144
7	1	4	0	0.50	7.1	822	801	829	28	**3,5**	**2,256**	2,564	**0,880**	0.120
8	1	4	0	0,75	7,2	831	811	838	27	**3,3**	**2,284**	2,564	**0,891**	0,109
9	1	4	0	1	8,5	834	788	833	44	**5,7**	**2,221**	2,542	**0,874**	0.126
10	1	4	0,25	0,75	8,3	836	791	834	43	**5,4**	**2,229**	2,521	**0,884**	0.116
11	1	4	0,50	0,50	8,0	842	808	839	31	**3,9**	**2,275**	2,515	**0,897**	0.103
12	1	4	0,75	0,25	8,0	836	801	832	31	**3,8**	**2,256**	2,510	**0,899**	0.101
						Weich angemacht.								
1	1	4	0	0	13,8	759	695	755	60	**8,6**	**1,957**	2,542	**0,770**	0.230
2	1	4	0,25	0	14,1	753	683	751	68	**9,9**	**1,924**	2,532	**0,760**	0.240
3	1	4	0,50	0	14,3	762	691	759	68	**9,8**	**1,947**	2.510	**0,776**	0.224
4	1	4	0,75	0	14.5	776	708	775	67	**9,5**	**1,994**	2,510	**0,794**	0,206
5	1	4	1	0	14,8	771	702	770	68	**9,7**	**1,977**	2.500	**0,791**	0.209
6	1	4	0	0.25	14,8	737	689	755	66	**9,5**	**1,942**	2,564	**0,757**	0.243
7	1	4	0	0,50	15.0	745	697	767	70	**10,1**	**1,962**	2.553	**0,769**	0,231
8	1	4	0	0,75	15,1	749	702	772	70	**10,0**	**1,977**	2,553	**0,782**	0,218
9	1	4	0	1	15,3	778	706	777	71	**10,0**	**1,990**	2,542	**0,783**	0.217
10	1	4	0.25	0,75	15,1	775	701	773	72	**10,3**	**1,974**	2,521	**0,783**	0.217
11	1	4	0,50	0.50	14,8	764	691	762	71	**10,2**	**1,948**	2,510	**0,776**	0.224
12	1	4	0,75	0,25	14.8	797	732	797	65	**8,9**	**2,061**	2,510	**0,821**	0.179

Tafel 5. Ergebnisse der Prüfung auf Druckfestigkeit. Mittelwerte aus je drei Einzelversuchen. Die in Klammern stehenden Werte in Spalte 6 und 7 sind Verhältniszahlen. Die Festigkeit der Mischung ohne Zusatz = 100 gesetzt.

1	2	3	4	5	6	7
	Mischung in Raumteilen				Mittlere Druckfestigkeit in kg qcm nach	
Lfde. Nr.	Zement	Kiessand	Traß	Steinmehl	28 Tagen	3 Monaten
					Erdfeucht angemacht.	
1	1	4	0	0	**247** (100)	**277** (100)
2	1	4	0.25	0	**397** (161)	**461** (166)
3	1	4	0.50	0	**446** (181)	**508** (183)
4	1	4	0,75	0	**461** (187)	**540** (195)
5	1	4	1	0	**473** (191)	**550** (199)
6	1	4	0	0,25	**364** (147)	**418** (151)
7	1	4	0	0,50	**404** (164)	**486** (175)
8	1	4	0	0.75	**448** (181)	**518** (187)
9	1	4	0	1	**369** (149)	**464** (168)
10	1	4	0.25	0,75	**460** (186)	**543** (196)
11	1	4	0,50	0,50	**499** (202)	**601** (217)
12	1	4	0,75	0,25	**471** (191)	**574** (207)
					Weich angemacht.	
1	1	4	0	0	**159** (100)	**201** (100)
2	1	4	0,25	0	**170** (107)	**215** (107)
3	1	4	0,50	0	**186** (117)	**247** (123)
4	1	4	0,75	0	**225** (142)	**295** (147)
5	1	4	1	0	**207** (130)	**279** (139)
6	1	4	0	0,25	**103** (65)	**141** (70)
7	1	4	0	0,50	**105** (66)	**141** (70)
8	1	4	0	0.75	**106** (67)	**141** (70)
9	1	4	0	1	**140** (88)	**171** (85)
10	1	4	0,25	0,75	**144** (91)	**181** (90)
11	1	4	0,50	0,50	**172** (108)	**237** (118)
12	1	4	0,75	0,25	**217** (136)	**293** (143)

die unter Wasser gelagerten 28 Tage alten Mörtelkörper zunächst bis zu gleichbleibendem Gewicht getrocknet und dann solange in Wasser gelegt wurden, bis sie wieder gleichbleibendes Gewicht erreicht hatten. Hierbei ergab sich die auffällige Erscheinung, daß die Körper nicht mehr das Gewicht erreichten, das sie ursprünglich nach 28 Tagen Wasserlagerung aufwiesen. Diese Erscheinung kann nur damit erklärt werden, daß der während der



● — ● Wasseraufnahme,
○ — ○ Raumgewicht,
× — × Undichtigkeitsgrad,
◢ — ◢ Druckfestigkeit, 28 Tage alte Probekörper,
△ — △ Druckfestigkeit, 3 Monate alte Probekörper.

Abb. 1. Ergebnisse der Prüfung der erdfeucht angemachten Proben auf Wasseraufnahme, Raumgewicht, Undichtigkeitsgrad und Druckfestigkeit nach 28 Tagen und 3 Monaten Erhärtung (nach Tafel 4).

Digitized by Google

Wasserlagerung gequollene Mörtel beim Trocknen geschwunden ist und sich hierbei vorher vorhanden gewesene Hohlräume ausgefüllt haben. Dieses Verhalten des Mörtels erklärt auch die vielfach gemachte Erfahrung, daß Mörtel oder Beton, der abwechselnd feucht und trocken wird, dichter und auch fester wird als solcher, der dauernd feucht bleibt.

Die Ergebnisse der Prüfung der Mörtelkörper auf die Eigenschaften unter 1 und 2 sind in Tafel 4 und die der Festigkeitsversuche in Tafel 5 enthalten. Sämtliche Ergebnisse sind Durchschnittswerte aus einer größeren Anzahl von Einzelversuchen. Von einer Wiedergabe aller Einzelwerte ist aus Gründen der Raumersparnis Abstand genommen worden.

Die Zahlenwerte für die Wasseraufnahme, das Raumgewicht, den Undichtigkeitsgrad und die Druckfestigkeit sind zur besseren Anschauung in Abb. 1 und 2 zeichnerisch dargestellt. Aus den Versuchsergebnissen ist folgendes zu ersehen:

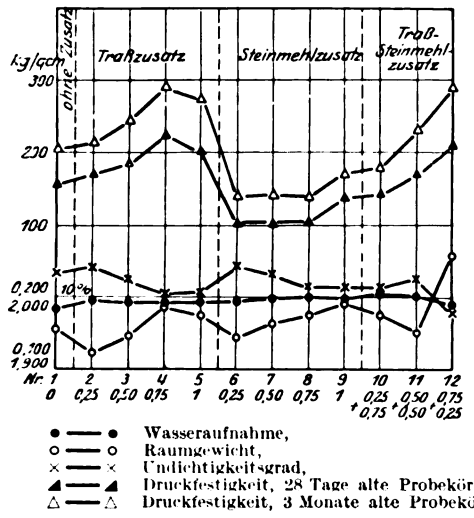


Abb. 2. Ergebnisse der Prüfung der weich angemachten Proben auf Wasseraufnahme, Raumgewicht, Undichtigkeitsgrad und Druckfestigkeit nach 28 Tagen und 3 Monaten Erhärtung (nach Tafel 5).

a) Erdfeucht angemachter Mörtel.

1. Die Wasseraufnahme wird durch Zusatz von Traß oder Steinmehl oder des Gemisches aus beiden verringert. Ein Einfluß der Art der Zusätze auf die Wasseraufnahme ist nicht erkennbar. Ihre Wirkung in dieser Beziehung ist im wesentlichen die gleiche.

2. Das Raumgewicht wird durch die Zusätze je nach Art der Zuschläge mehr oder weniger erhöht, durch den Zusatz des Steinmehls und Gemisches aus Steinmehl und Traß mehr als durch Zusatz des Trasses.

3. Das spezifische Gewicht wird durch Zusatz von Traß und Traß-Steinmehl-Gemisch verringert, durch den von Steinmehl erhöht.

4. Der Dichtigkeitsgrad wird durch Zusatz von Traß, Steinmehl und Traß-Steinmehl-Gemisch erhöht bzw. der Undichtigkeitsgrad (Gehalt an Hohlräumen) verringert. Am günstigsten wirkt das Gemisch aus Traß und Steinmehl. Traß und Steinmehl wirken für sich gleich günstig auf den Dichtigkeitsgrad.

5. Die Druckfestigkeit wird durch Zusatz von Traß und Steinmehl und des Traß-Steinmehl-Gemisches gesteigert. Der Traß erhöht die Festigkeit stärker als das Steinmehl. Am günstigsten wirkt das Gemisch aus 0,5 Teilen Traß und 0,5 Teilen Steinmehl.

Der Grad der Festigkeitsänderung durch die Zusätze ist aus den Verhältniszahlen (siehe Spalte 6 und 7 in Tafel 5) ersichtlich. Hiernach beträgt die höchste Festigkeitssteigerung bei 3 Monaten Alter der Proben für Traß 99%, für Steinmehl 87% und für das Traß-Steinmehl-Gemisch 117% gegenüber der Festigkeit des Mörtels ohne Zusatz.

b) Weich angemachter Mörtel.

1. Die Wasseraufnahme wird durch den Zusatz von Traß sowohl wie von Steinmehl und von Traß-Steinmehl-Gemisch erhöht, durch das Steinmehl stärker als durch den Traß. Die Höhe der Zuschläge scheint hierbei ohne wesentliche Bedeutung zu sein; denn die Wasseraufnahme schwankt für die Mischungen mit

Traßzusatz zwischen	9,5	und	9,9%
Steinmehlzusatz zwischen	9,5	„	10,1%
Steinmehl-Traß-Gemisch-Zusatz zwischen .	8,9	„	10,3%.

2. Das Raumgewicht wird mit steigendem Zusatz an Traß und Steinmehl und Traß-Steinmehl-Gemisch erhöht. Ausnahmen bilden nur die Mischungen mit 0,25 Raumteilen Traß, 0,25 Raumteilen Steinmehlzusatz und 0,5 Raumteilen Traßzusatz, die ein geringeres r haben als die Mischung ohne Zusatz.

3. Das spezifische Gewicht wird durch Zusatz von Traß und Traß-Steinmehl-Gemisch verringert, durch den von Steinmehl erhöht.

4. Der Dichtigkeitsgrad wird sowohl durch Traß wie Steinmehl und Traß-Steinmehl-Gemisch gesteigert, der Undichtigkeitsgrad entsprechend verringert, und zwar durch Traß stärker als durch Steinmehl. Ausnahmen bilden nur die Mischungen, die auch geringeres Raumgewicht ergeben haben als der Mörtel ohne Zusatz.

5. Die Druckfestigkeit wird durch Zusatz von Traß bis zu 0,75 Teilen erhöht, durch den von Steinmehl verringert, durch den Zusatz von Traß-Steinmehl-Gemisch bei geringem Traßanteil vermindert und bei hohem Traßanteil gesteigert. Nach den Verhältniszahlen beträgt die höchste Festigkeitszunahme bei 3 Monaten Alter der Proben für Traß (mit 0,75 Teilen) 47% und für Traß-Steinmehl-Gemisch (mit 0,75 Teilen) 43%. Der Festigkeitsverlust durch Steinmehlzusatz schwankt zwischen 15 und 30%.

Vergleich des erdfeuchten Mörtels mit dem weichen.

Der weiche Mörtel hat eine größere Wasseraufnahme, ein geringeres Raumgewicht und einen höheren Gehalt an Hohlräumen als der erdfeuchte der entsprechenden Mischungen. Die Wasseraufnahme des ersteren ist mehr als doppelt so groß wie die des letzteren.

Das spezifische Gewicht der weichen Mörtel ist praktisch gleich dem der entsprechenden erdfeuchten Mörtel, was ohne weiteres erklärlich ist, da die ersteren, wenn auch mit verschiedenem Wasserzusatz angemacht, aus denselben Stoffen bestehen wie die letzteren. Das spezifische Gewicht ist von der Menge des zugesetzten Wassers unabhängig.

Digitized by Google

Der Undichtigkeitsgrad wird durch die verschiedenen Zuschläge bei dem höheren Wasserzusatz weniger beeinflußt als bei dem geringeren Wasserzusatz.

Die Festigkeit des weichen Mörtels ist durchweg geringer als die des erdfeuchten, ein Ergebnis, das zu erwarten war; es bestätigt die vorliegenden Versuche und Erfahrungen über den Einfluß des Wasserzusatzes auf die Festigkeit von Mörtel und Beton.

Durchnittlich beträgt die Festigkeitseinbuße der weich angemachten Mischungen nach 3 Monaten für

den Mörtel	ohne Zusatz	27%
„ „	mit Traßzusatz	50%
„ „	mit Steinmehlzusatz	73%
„ „	mit Traß-Steinmehl-Zusatz	59%.

Den bei weitem größten Festigkeitsverlust hat also der Mörtel mit Steinmehl erlitten.

Beziehungen zwischen Raumgewicht und Dichtigkeitsgrad einerseits und Festigkeit andererseits.

Hinsichtlich dieser Beziehungen ergibt sich aus den vorstehenden Versuchsergebnissen folgendes:

1. Das Raumgewicht der Traß- sowohl wie der Steinmehlmörtel steigt mit zunehmendem Zusatz an Traß und Steinmehl bis zu einer gewissen Höhe des Zusatzes und entsprechend auch naturgemäß der Dichtigkeitsgrad, d. h. der Mörtel wird mit steigendem Zusatz an genannten Stoffen dichter.

Die Mörtel mit Steinmehl haben zwar höheres Raumgewicht, jedoch durchschnittlich keinen höheren Dichtigkeitsgrad als die entsprechenden Mischungen mit Traß. Das höhere Raumgewicht ist lediglich eine Folge des höheren spezifischen Gewichtes des Steinmehles gegenüber dem des Trasses (2,691 gegen 2,358) und nicht etwa eine Folge stärkerer mechanischer Verdichtung.

2. Bei den erdfeuchten Mörteln wird das Raumgewicht durch Traßzusatz gegenüber dem des Mörtels ohne Zusatz erhöht, jedoch nur bis zu einer gewissen Höhe des Zuschlages (0,5 Teilen), um von diesem Zuschlage an gleichzubleiben. Die Festigkeit wird gleichfalls gesteigert, und zwar im vorliegenden Falle bis zu dem angewendeten höchsten Zusatz an Traß (1 Teil). Durch Steinmehl werden das Raumgewicht und die Festigkeit in gleicher Weise gesteigert, und zwar ebenfalls bis zu einer gewissen Höhe des Zusatzes (0,75 Teilen). Dagegen ist die Zunahme der Steinmehlmörtel an Festigkeit gegenüber der des Mörtels ohne Zusatz wesentlich geringer als die der Traßmörtel.

Wesentlich anders als für den erdfeuchten Mörtel gestalten sich die Beziehungen zwischen Raumgewicht und Festigkeit für die weichen Mörtel. Bei diesen ist das Raumgewicht der Mörtel mit geringem Traßzusatz (0,25 und 0,50 Teilen) geringer, das der Mörtel mit hohem Traßzusatz größer als das des Mörtels ohne Zuschlag. In allen Fällen ist jedoch die Festigkeit des Traßmörtels höher als die des Mörtels ohne Traß.

Das Raumgewicht der Mischungen mit Steinmehl ist mit Ausnahme derjenigen mit 0,75 Teilen Steinmehl höher als das der Mörtel ohne Zuschlag; dagegen ist die Festigkeit in allen Fällen wesentlich geringer als die des Mörtels ohne Zuschlag.

Allgemein ergibt sich also, daß

1. das Raumgewicht von Mörtel und Beton, der aus Bestandteilen verschiedener Art zusammengesetzt ist — wie ich behauptet habe —, kein unmittelbarer Maßstab für die Porosität, hierzu vielmehr die Kenntnis bzw. die Bestimmung des Dichtigkeitsgrades, berechnet aus dem Raumgewicht und spezifischen Gewicht, erforderlich ist;

2. aus dem Raumgewicht von Mörtel und Beton nicht ohne weiteres auf dessen Festigkeit geschlossen werden kann.

Des weiteren läßt sich aus den vorliegenden Versuchsergebnissen schließen, daß der Traß keineswegs allein deswegen festigkeitssteigernd wirke, weil er, wie Graf behauptet, das Raumgewicht des Mörtels oder Betons erhöht, also diesen verdichtet, sondern auch deswegen, weil er die Erhärtung chemisch günstig beeinflußt.

Wie ließe sich auch anders die Tatsache erklären, daß einerseits z. B. der (weiche) Mörtel mit 0,25 Teilen Traß geringeres Raumgewicht, jedoch höhere Festigkeit liefert als der Mörtel ohne Traß, andererseits die Steinmehlmörtel höheres Raumgewicht und gleichen Dichtigkeitsgrad, jedoch geringere Festigkeit ergeben haben als die Traßmörtel?

Will man nun zu der Frage, ob Traß durch Steinmehle anderer Art ersetzt werden kann, Stellung nehmen, so läßt sich das Ergebnis der besprochenen Versuche dahin zusammenfassen, daß Steinmehle, die aus inertem Material hergestellt sind, wenn man von ihnen die gleiche Wirkung wie von Traß erwarten will, diesen nicht ersetzen können.

Allerdings hat im vorliegenden Falle ebenso wie bei den Graf'schen Versuchen das Steinmehl die Festigkeit des Zementmörtels — wenigstens die des erdfeucht angemachten — erhöht. Hierbei ist jedoch zu berücksichtigen, daß die Bedingungen, unter denen die Bereitung und Verarbeitung des Mörtels und Betons in der Praxis erfolgt, wesentlich andere sind als im Laboratorium. Hier werden die Stoffe aufs sorgfältigste durchgemischt und die Mörtel- und Betonmasse durch Einschlagen stark mechanisch verdichtet, was auf der Baustelle in gleichem Maße nicht möglich ist.

Die Folge dieses ungenügenden Durcharbeitens der Stoffe ist deren ungleichmäßige Verteilung in der Mörtel- und Betonmasse, und diese hat wiederum geringere Dichte und Festigkeit zur Folge. Unter diesen Umständen ist der einzige Erfolg, der vielleicht bei Zusatz von Steinmehl zu erdfeuchtem Mörtel erzielt werden könnte, nämlich die Erhöhung der Festigkeit durch mechanische Verdichtung, sehr in Frage gestellt.

Bei weichem Mörtel hat das Steinmehl nach den vorstehenden Versuchsergebnissen einen mehr oder minder empfindlichen Festigkeitsverlust herbeigeführt. Wirkt also Steinmehl bei wasserreich angemachtem Mörtel und Beton an sich schon schädlich, so ist der Mißerfolg um so stärker, als die Gefahr einer ungenügenden Durcharbeitung der Mörtel- und Betonmasse und daher einer ungleichmäßigen Verteilung des Steinmehls um so größer wird, je wasserreicher der Beton angemacht wird; denn

Digitized by Google

der weiche oder gar flüssige Beton (Gußbeton) wird weniger durchgearbeitet als der erdfeuchte, weil er für das Auge schnell eine gleichmäßige Masse bildet, während erdfeuchter Beton bekanntlich zur Erzielung gleichmäßiger Beschaffenheit einer sorgfältigen Durcharbeitung bedarf.

In ähnlicher Weise äußert sich hinsichtlich der Verwendung von Steinmehl zur Betonbereitung auch Probst[1] in einer kürzlich erschienenen Abhandlung, und zwar wie folgt:

„Es besteht in vielen Fachkreisen noch manchmal die Ansicht, daß das staubförmige Material in Form von Steinmehl zum Teil den Traß zu ersetzen in der Lage ist, wobei man vergißt, daß der Traß auch eine chemische Aufgabe zu erfüllen hat, die von gewöhnlichem Steinmehl nicht erfüllt werden kann. Ferner wird vielfach angenommen, daß mit einem Gehalt an Steinmehl die Dichtigkeit des damit verarbeiteten Betons verbessert wird, weil man annimmt, daß die kleinsten Hohlräume durch das Steinmehl ausgefüllt werden. Man vergißt dabei, daß das Steinmehl nicht immer und am wenigsten bei Gußbeton in die kleinen Hohlräume eindringt, für die es bestimmt ist. Man denke nur an die Art der Zubereitung und Verarbeitung des Gußbetons, und man wird nicht im Zweifel darüber sein, daß das Steinmehl nur selten den Gefallen erweist, in die kleinen Hohlräume einzudringen. Es besteht die Möglichkeit, daß es sich in unverkitteten Klumpen zu Gefahrstellen zusammenballt oder sehr viel von dem Zement verbraucht, der an anderen Stellen des Bauwerks dann fehlt. Ein Überschuß an Steinmehl kann sonach leicht zu einer Verminderung der Festigkeit des Betons führen, ohne seine Wasserdichtigkeit zu vergrößern."

Ist also hiernach Steinmehl aus inertem Material für die Bereitung von erdfeuchtem Mörtel und Beton nur bedingt zuzulassen, so ist bei der Herstellung von wasserreichem Beton, vor allem von Gußbeton, unbedingt vor seiner Verwendung zu warnen.

Bei Traß liegen die Verhältnisse wesentlich günstiger, denn dieser steigert die Festigkeit nicht nur von erdfeucht angemachtem Mörtel und Beton, sondern auch infolge seiner auf chemischen Vorgängen beruhenden Zusammenwirkung mit dem Zement, auch die von weich angemachtem.

Schließlich ist auch noch zu erwägen, daß das Mahlen des Gesteins zwecks Erzeugung des Steinmehls mit nicht unerheblichen Kosten verknüpft ist, insbesondere da die Gesteine, die hierfür in Frage kommen, meist härter und daher schwerer zu mahlen sind als der verhältnismäßig weiche Tuffstein, aus dem der Traß gewonnen wird. Unter Umständen müssen auch, falls das Mahlen auf der Baustelle geschehen soll, Mahlanlagen bereitgestellt oder gar beschafft werden. Also auch aus wirtschaftlichen Gründen wird sich der Ersatz von Traß durch Steinmehl anderer Art nicht empfehlen.

[1] Probst: Beobachtungen an Beton- und Eisenbetonbauten auf einer Studienreise. Der Bauingenieur Heft 24, S. 802. 1924.

Alles in allem ist aus den vorstehenden Versuchsergebnissen und Erwägungen zu schließen, daß Traß durch Steinmehl im allgemeinen nicht ersetzt werden kann.

Die aus den vorliegenden Versuchsergebnissen sich einwandfrei ergebende Tatsache, daß der wasserreich (weich oder flüssig) angemachte Mörtel und auch Beton einen höheren Undichtigkeitsgrad und eine größere Wasseraufnahme besitzt, also undichter und wasseraufnahmefähiger ist als erdfeucht angemachter, steht theoretisch mit der vielfach herrschenden Anschauung über die günstigen Dichtigkeitsverhältnisse von wasserreich verarbeitetem Mörtel und Beton in Widerspruch, und zwar gründet sich diese Ansicht darauf, daß man in der Praxis häufig die Erfahrung gemacht hat, daß weich oder gußgerecht angemachter Beton weniger wasserdurchlässig ist als erdfeucht verarbeiteter.

Tatsächlich sind natürlich — und dies haben die im vorstehenden erörterten Versuche bestätigt — wasserreich aufbereitete Mischungen in physikalischem Sinne undichter als gleichartige trocken angemachte (gutes und genügendes Stampfen vorausgesetzt) und müssen es auch sein; denn erstens liegen bei ihnen infolge des größeren Wasserreichtums die einzelnen Teile weiter voneinander als bei erdfeuchten, zumal die Masse nicht gestampft und verdichtet wird und auch nicht so verdichtet werden kann, wie dies bei erdfeuchten der Fall ist; und zweitens hinterläßt im weichen oder flüssigen Beton das nach dessen Abbinden noch vorhandene ungebunden gebliebene Wasser nach seinem Verdunsten zahlreiche mehr oder weniger große Hohlräume, beides Umstände, die notgedrungen eine mehr oder minder große Undichtigkeit zur Folge haben.

Wenn nun trotzdem vielfach Bauwerke aus weich oder flüssig angemachtem Beton sich als wasserdicht erweisen, so hat dies darin seinen Grund, daß erstens die Arbeitsfugen, wenn auch nicht ganz, in Fortfall kommen, so doch auf ein Mindestmaß beschränkt werden; zweitens, weil bei einseitig wirkendem Wasserdruck das Wasser nur langsam in den Beton eindringt, das Bindemittel zum Quellen bringt, wobei der Beton verdichtet wird, und so allmählich das eindringende Wasser, zumal es sich meist um dickwandige Bauwerke handelt, zum Stagnieren gebracht wird, und drittens schließlich, weil die im Beton befindlichen Hohlräume, da sie zum großen Teil ringsum abgeschlossene Bläschen bilden, nicht alle miteinander in Verbindung stehen, so daß das Wasser sich nicht ungehemmt kapillarisch fortbewegen kann.

So erklärt es sich, daß wasserreich angemachter Beton unter Umständen, wenn auch weniger fest ist, so doch dichter zu sein scheint, als weniger naß aufbereiteter.

An sich ist und bleibt gut aufbereiteter, erdfeuchter, genügend gestampfter Beton auf alle Fälle, wenn man von den schädlich wirkenden Arbeitsfugen absieht, dichter und weniger wasserdurchlässig als unter gleichen Bedingungen weich oder flüssig angemachter.

Digitized by Google

Der Einfluß des Zusatzes von Gesteins- und Tonmehl auf die Erhärtung bzw. Festigkeit von Zement- und Kalkmörtel.

Von **H. Burchartz**[1].

A. Zweck und Umfang der Versuche.

Durch Untersuchungen über den Einfluß des Zusatzes von Steinmehl (im Vergleich zu Traß) auf die Festigkeit von Zementmörtel[2] hat Verf. nachgewiesen, daß Steinmehl aus inertem Material, d. h. aus solchem, von dem irgendwelche chemische Wechselwirkung mit Zement bzw. mit beim Erhärten des Zementes freiwerdendem Kalk nicht zu erwarten ist, die Festigkeit von Zementmörtel bzw. -beton zu steigern vermag, wenn der Mörtel oder Beton mit wenig Wasser (erdfeucht) angemacht wird, die Festigkeit jedoch herabmindert, wenn der Mörtel oder Beton wasserreich aufbereitet wird. Das zu diesen Versuchen benutzte Steinmehl war reiner Quarz. Es schien von Belang, auch den Einfluß des Zusatzes weiterer natürlicher Stoffe in Mehlform auf die Erhärtung bzw. Festigkeit von Mörtel, und zwar nicht nur von Zementmörtel, sondern auch von Kalkmörtel kennenzulernen. Zu diesem Zwecke wurden die nachstehend besprochenen Versuche ausgeführt.

Als Zuschlagstoffe wurden gewählt: Kalkstein, Rohgips, Granit und Ton[3]. Diese Stoffe (der Ton, nachdem er vorher getrocknet war) wurden so fein gemahlen, daß die gewonnenen Mehle auf dem 900-Maschinen-Siebe keinen Rückstand mehr hinterließen.

Zur Prüfung gelangten Zement- und Kalkmörtel, und zwar folgende Mischungen:

a) 1 Rtl. Portlandzement + 3 Rtl. Bausand;

b) 1 Rtl. Kalkteig + 3 Rtl. Bausand.

Diese Mörtel wurden rein und mit 0,25 und 0,5 Rtl. Zusatz an vorgenannten Mehlarten auf Druckfestigkeit nach 28 Tagen, 6 Monaten, 1 Jahr Lagerung an der Luft[4] geprüft. Die Mörtel wurden erdfeucht angemacht.

Leider war bei Inangriffnahme der Versuche das Ergebnis der eingangs erwähnten Untersuchungen über die Wirkung des Zusatzes von Steinmehl und Traß auf Zementmörtel nicht bekannt, sonst wären die gleichen Versuche mit weich angemachtem Mörtel ausgeführt worden, da diese wahrscheinlich zum Teil andere Ergebnisse geliefert haben würden als diejenigen mit erdfeucht angemachtem Mörtel.

Der zu den Versuchen benutzte Zement war Portlandzement, der Kalkteig der bekannte Normenkalk und der Sand ein reiner gemischt-körniger Kiessand, der durch Absieben von Cossebauder Kies auf dem Siebe mit 4 Maschen auf 1 cm² gewonnen war.

[1] Original: Zement Bd. 14, Nr. 36, S. 745/48. 1925.

[2] Burchartz: Kann Traß durch anderes Steinmehl ersetzt werden? Zement, H. 15/16. 1925, und Mitteilungen aus dem Staatlichen Materialprüfungsamt 1925, dieses Sonderheft S. 32.

[3] Der Ton war roter Cadiner Ton.

[4] Ursprünglich war beabsichtigt, die Versuche auch mit Probekörpern auszuführen, die unter Wasser lagerten. Diese Absicht konnte indessen wegen Mangel an Zeit nicht durchgeführt werden.

B. Herstellung der Mörtelmischungen[1] und Probekörper.

a) Zementmörtel.

Zement und Sand wurden zunächst 1 Min. lang trocken und dann nach Zusatz des Wassers $^1/_2$ Min. lang naß in einer Schüssel von Hand gemischt und hierauf im Mörtelmischer Steinbrück-Schmelzer unter Anwendung von 20 Schüsselumdrehungen durchgearbeitet.

b) Kalkmörtel.

Kalkteig und Sand wurden zunächst von Hand gut durchgemischt und dann im Traßkollergang, Bauart Hilden, unter Anwendung von 25 Schalenumdrehungen durchgearbeitet.

Bei den Mischungen mit Stein- bzw. Tonmehl wurden zunächst Zement bzw. Kalkteig mit den Mehlen gut durchgemischt und hierauf diesem Gemisch der Sand zugesetzt. Dann wurde verfahren, wie unter a bzw. b beschrieben.

Der Wasserzusatz für die Zementmörtel wurde so bemessen, daß die Mörtel erdfeuchte Beschaffenheit erlangten. Die Mischungen aus Kalkteig wurden, da sie zum Einschlagen zu feucht waren, auf Gipsplatten zunächst so lange gelagert, bis sie den zum Einschlagen erforderlichen Feuchtigkeitsgrad erreicht hatten.

Die Mörtel wurden im Hammerapparat, Bauart Böhme, unter Anwendung von 150 Schlägen in die Formen eingeschlagen. Die Probekörper lagerten an der Luft im Zimmer. Die Zementmörtelproben wurden vom 2. bis 7. Tage täglich einmal angefeuchtet.

C. Versuchsergebnisse.

Die Ergebnisse der Versuche sind in den Zahlentafeln 1 bis 3 verzeichnet, und zwar enthält:

Tafel 1 die Ergebnisse der Prüfung der verwendeten Zuschläge sowie des Zements auf chemische Zusammensetzung.

Tafel 2 die Ergebnisse der Druckversuche.

Tafel 3 die Werte der an den Druckprobekörpern (1 Tag und 1 Jahr alt) vorgenommenen Raumgewichtsbestimmungen.

[1] Bei der Herstellung der Mörtelmischungen wurde als Einheitsgewicht für die nach Raumteilen zu mischenden Stoffe das Litergewicht eingefüllt zugrunde gelegt und an Stelle eines Liters verarbeitet für

Zement	1,160 kg/l	
Kalkteig (Weißkalk). .	1,380 „	
Sand (trocken)	1,630 „	
Kalksteinmehl	1,040 „	($s = 2{,}73$)
Rohgipsmehl	0,870 „	($s = 2{,}53$)
Granitmehl	0,960 „	($s = 2{,}72$)
Tonmehl	0,780 „	($s = 2{,}66$).

Der Wassergehalt des Kalkteiges betrug 44,6%. In 1 l Kalkteig waren also 0,765 kg Kalkhydrat (Pulver) enthalten, was (1 l Kalkhydrat eingelaufen zu 0,430 kg angenommen) etwa 1,8 l Kalkpulver entspricht. Der Kalkmörtel wird also wesentlich fester als der Zementmörtel.

Digitized by Google

Tafel 1. Chemische Zusammensetzung der Zuschläge.

Material	Chemische Zusammensetzung: Gehalt in % an: Glühverlust	in Salzsäure Unlöslichem	lösl. Kieselsäure SiO_2	Eisenoxyd u. Tonerde $FeO_3 + Al_2O_3$	Kalk CaO	Magnesia MgO	Schwefelsäure SO_3	Rest (nicht bestimmt)
Zement . . .	3,60	—	23,40	8,60	60,00	0,72	2,00	1,68
Kalkstein . .	43,04	—	0,52	1,40	54,80	0,18	—	0,06
Rohgips. . .	16,08	5,32	—	1,40	33,60	1,81	40,67	1,12
Granit ohne Aufschluß	10,00	82,08	—	7,60	—	—	0,20	0,12
Granit aufgeschlossen	10,00	—	76,60	12,20	0,80	0,12	0,20	0,08
Ton ohne Aufschluß	—	91,28	—	7,40	—	—	0,55	0,77
Ton aufgeschlossen	—	—	52,60	37,80	5,20	2,95	0,60	0,85

Tafel 2. Ergebnisse der Druckversuche. Mittelwerte aus je 5 Einzelversuchen. Probeform: Würfel in Normalformat. Gedrückte Fläche 50 cm².

Mörtelmischung in Rtl.	Wasser-Zusatz %	Druckfestigkeit in kg/cm² nach: 28 Tg.	3 Mon.	1 Jahr	Verhältniszahl: Festigkeit der Mörtel ohne Zusatz = 100 gesetzt: 28 Tg.	3 Mon.	1 Jahr
Zementmörtel.							
1 Zement + 3 Sand + 0 Zusatz	6,5	245	283	338	100	100	100
1 Zement + 3 Sand + 0,25 Kalksteinmehl	6,7	271	298	349	111	105	103
1 Zement + 3 Sand + 0,5 Kalksteinmehl	6,9	274	305	357	112	108	106
1 Zement + 3 Sand + 0,25 Rohgipsmehl	6,7	177	205	281	72	72	83
1 Zement + 3 Sand + 0,5 Rohgipsmehl	6,9	200	230	297	82	81	88
1 Zement + 3 Sand + 0,25 Granitmehl	6,7	329	363	411	134	128	122
1 Zement + 3 Sand + 0,5 Granitmehl	6,9	324	361	405	132	128	120
1 Zement + 3 Sand + 0,25 Tonmehl	6,0	278	315	373	113	111	110
1 Zement + 3 Sand + 0,5 Tonmehl	6,3	261	289	326	107	102	96
Kalkmörtel.							
1 Kalkteig + 3 Sand + 0 Zusatz	4,9[1]	14	18	25	100	100	100
1 Kalkteig + 3 Sand + 0,25 Kalksteinm.	4,7[1]	15	20	28	107	111	112
1 Kalkteig + 3 Sand + 0,5 Kalksteinmehl	5,3[1]	26	32	43	186	178	172
1 Kalkteig + 3 Sand + 0,25 Rohgipsmehl	4,1[1]	13	15	23	93	83	92
1 Kalkteig + 3 Sand + 0,5 Rohgipsmehl	4,3[1]	14	17	25	100	94	100
1 Kalkteig + 3 Sand + 0,25 Granitmehl	4,7[1]	19	24	34	136	133	136
1 Kalkteig + 3 Sand + 0,5 Granitmehl	5,1[1]	13	21	25	93	117	100
1 Kalkteig + 3 Sand + 0,25 Tonmehl	4,0[1]	6	9	9	43	50	36
1 Kalkteig + 3 Sand + 0,5 Tonmehl	4,0[1]	3	4	5	21	22	20

[1] Wassergehalt durch Abdampfen bestimmt.

Tafel 3. Raumgewicht der 1 Tag und 1 Jahr alten Probekörper nach Tafel 2. Mittelwerte aus je 5 Einzelversuchen.

Mörtelmischung in Rtl.	Raumgewicht in g/cm³ nach 1 Tag	1 Jahr
Zementmörtel.		
1 Zement + 3 Sand + 0 Zusatz	2,27	2,23
1 „ + 3 „ + 0,25 Kalksteinmehl	2,33	2,28
1 „ + 3 „ + 0,5 „	2,35	2,29
1 „ + 3 „ + 0,25 Rohgipsmehl	2,32	2,27
1 „ + 3 „ + 0,5 „	2,36	2,30
1 „ + 3 „ + 0,25 Granitmehl	2,34	2,29
1 „ + 3 „ + 0,5 „	2,38	2,32
1 „ + 3 „ + 0,25 Tonmehl	2,35	2,30
1 „ + 3 „ + 0,5 „	2,39	2,33
Kalkmörtel.		
1 Kalkteig + 3 Sand + 0 Zusatz	1,96	1,98
1 „ + 3 „ + 0,25 Kalksteinmehl	1,98	1,99
1 „ + 3 „ + 0,5 „	2,06	2,07
1 „ + 3 „ + 0,25 Rohgipsmehl	1,88	1,90
1 „ + 3 „ + 0,5 „	1,87	1,90
1 „ + 3 „ + 0,25 Granitmehl	2,01	2,02
1 „ + 3 „ + 0,5 „	1,94	1,94
1 „ + 3 „ + 0,25 Tonmehl	1,81	1,82
1 „ + 3 „ + 0,5 „	1,76	1,77

Die Festigkeits- und Raumgewichtswerte sind Mittel aus je 5 Einzelversuchen.

Von der Wiedergabe der Einzelwerte ist wegen Raummangels abgesehen worden. Es mag indessen bemerkt werden, daß die Einzelwerte jeder Reihe außerordentlich übereinstimmten, die Durchschnittswerte also auf volle Zuverlässigkeit Anspruch machen können.

Zur leichteren Übersicht sind die Festigkeits- und Raumgewichtswerte in Abb. 1 zeichnerisch dargestellt. Der Grad der durch die Zusätze bewirkten Festigkeitsänderungen ist durch die Verhältniszahlen (Festigkeit der Mörtel ohne Zusatz = 100 gesetzt) zur Anschauung gebracht.

D. Schlußfolgerung.

1. Festigkeit.

a) Zementmörtel.

Die Festigkeit von Zementmörtel wird durch den Zusatz von Kalkstein- und Granitmehl und bei geringem Zusatz von Tonmehl erhöht, bei höherem Zusatz von Tonmehl und durch den Zusatz von Gipsmehl dagegen verringert.

Am größten ist die Festigkeitssteigerung bei Zusatz von 0,50 Teilen Granitmehl. Sie beträgt rund 28%. Den größten Festigkeitsverlust bewirkt der Zusatz von 0,25 Teilen Gipsmehl. Er beträgt rund 25%. Auffallenderweise ist die Festigkeitseinbuße durch größeren Zusatz (0,5) Gipsmehl geringer (im Mittel 16%) als die durch den geringeren Zusatz.

b) Kalkmörtel.

Die Festigkeit des Kalkmörtels wird durch Zusatz von Kalkstein- und Granitmehl mehr oder weniger erhöht, durch Zusatz von Rohgips- und Tonmehl mehr oder minder herabgesetzt. Besonders groß ist die Festigkeitssteigerung durch das Kalksteinmehl, und in diesem Falle am größten durch den Zusatz von 0,5 Teilen dieses

Digitized by Google

Mehles. Sie beträgt im Mittel 79%. Auffallend hoch ist die Festigkeitseinbuße, die der Kalkmörtel durch Zusatz von Tonmehl erleidet, und die um so höher ist, je größer der Zusatz an Tonmehl ist. Bei 0,25 Teilen Tonmehlzusatz beträgt die Festigkeitsverminderung im Mittel 57% und bei 0,5 Teilen sogar 79%.

2. Raumgewicht.

a) Zementmörtel.

Das Raumgewicht der Zementmörtelproben wird durch Zusatz von Steinmehl in allen Fällen vermehrt, was darauf schließen läßt, daß die angewendete Zementmörtelmischung (1 : 3) undicht ist und durch den Zusatz von Feinstoff verdichtet wird. Zufällig wird das

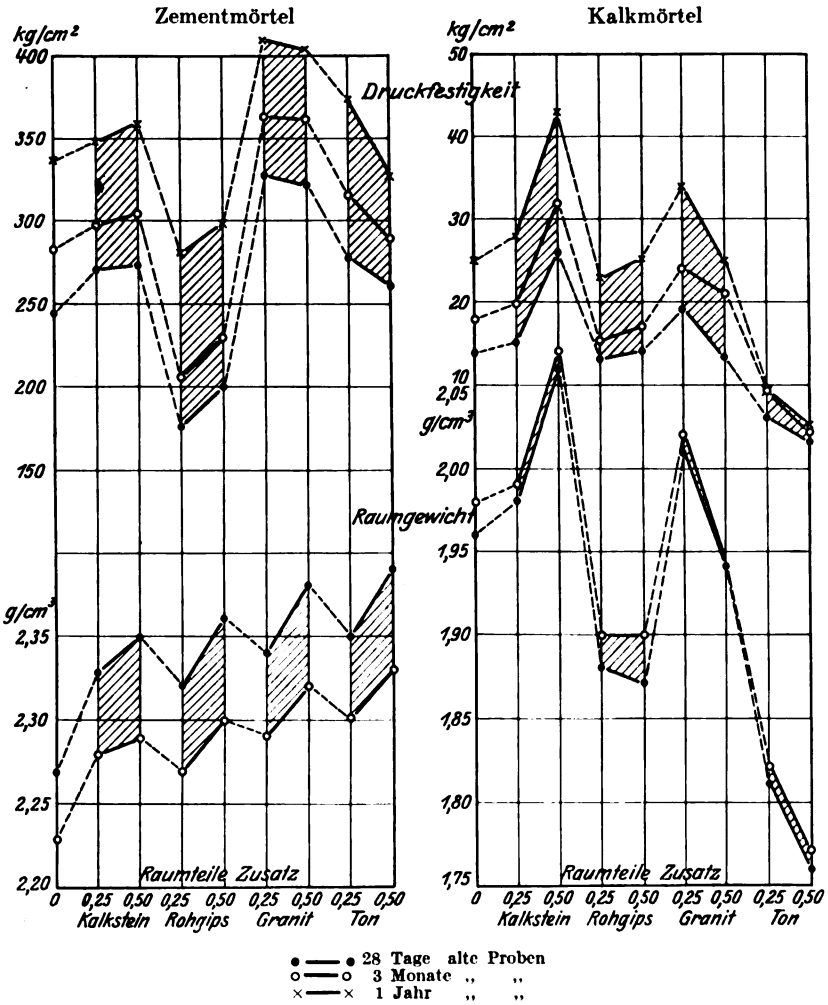


Abb. 1. Darstellung der Ergebnisse der Druckversuche und Raumgewichtsbestimmungen nach Zahlentafel 2 und 3.

Raumgewicht in der Reihenfolge, in der die Mehle geordnet sind, zunehmend erhöht, wie dies deutlich die Schaulinien erkennen lassen, und zwar durch den Zusatz von 0,5 Teilen der Mehle in höherem Grade als durch den von 0,25 Teilen.

Der Verlauf der Schaulinien für jeden einzelnen Feinstoff läßt erkennen, daß selbst über den Zusatz von 0,5 Teilen hinaus das Raumgewicht noch gesteigert werden würde.

Die Beziehungen zwischen Raumgewicht und Festigkeit sind bei Zementmörtel keineswegs gesetzmäßig. So hätte z. B. der Gipsmehlzusatz angesichts der durch ihn hervorgerufenen Raumgewichtserhöhung auch die Festigkeit steigern müssen. Dies ist aber nicht der Fall, im Gegenteil verursacht er eine ziemlich starke Festigkeitsverminderung, was darauf schließen läßt, daß irgendwelche chemische Wechselwirkungen zwischen dem Zement und Gips eintreten, die eine schlechte Erhärtung des Mörtels und daher eine Festigkeitsabnahme herbeiführen, die auch nicht durch die Raumgewichtssteigerung ausgeglichen wird.

Könnte man von dem Grade der Raumgewichtsänderung auf den der Festigkeitsänderung schließen, so hätte z. B. der Zusatz an Tonmehl, der die stärkste Raumgewichtserhöhung bewirkt hat, auch die größte Festigkeitssteigerung herbeiführen müssen. Dies trifft indessen nicht zu. Am stärksten wird die Festigkeit durch das Granitmehl erhöht, obgleich es das Raumgewicht weniger stark vermehrt als das Tonmehl.

b) Kalkmörtel.

Bei Kalkmörtel liegen die Verhältnisse wesentlich anders. Während man hätte annehmen sollen, daß die Steinmehle das Raumgewicht der Kalkmörtelproben in gleicher oder wenigstens ähnlicher Weise hätten beeinflußt wie das der Zementmörtelproben, ist dies keineswegs der Fall. In nur zwei Fällen wird das Raumgewicht erhöht, nämlich durch Kalkstein- und Granitmehl. In den beiden anderen Fällen (Rohgips- und Tonmehl) wird dagegen eine geringere oder größere Raumgewichtsverringerung herbeigeführt. Ganz besonders ungünstig wirkt in dieser Beziehung der Zusatz von Tonmehl, wie der Verlauf der entsprechenden Schaulinien in Abb. 1 deutlich erkennen läßt. Dies zunächst auffällige Ergebnis ist damit zu erklären, daß der an sich dichte (weil sehr fette) Kalkmörtel durch den Zusatz von Feinstoff nicht wie der undichte (magere) Zementmörtel weiter verdichtet, sondern im Gegenteil undicht gemacht wird.

Daß die Proben mit Kalkstein- und Granitmehlzusatz höheres Raumgewicht[1] aufweisen als die Proben aus Mörtel ohne Zusatz, erklärt sich damit, daß das spezifische Gewicht dieser Mehle sehr hoch ist (s. S. 38) und infolgedessen auch das Raumgewicht der daraus erstellten Probekörper verhältnismäßig groß wird. Der Dichtigkeitsgrad[1] dieser Mörtelproben dürfte kaum höher sein als der der übrigen.

Merkwürdigerweise sind die Beziehungen zwischen Raumgewicht und Festigkeit bei Kalkmörtel

[1] Der Verfasser hat wiederholt darauf hingewiesen und auch durch Versuche dargetan, daß das Raumgewicht nicht in allen Fällen maßgebend ist für den Dichtigkeits- bzw. Undichtigkeitsgrad von Mörtel oder Beton.

Digitized by Google

überaus gesetzmäßig. Die die Raumgewichts- und Festigkeitswerte darstellenden Schaulinien verlaufen nahezu parallel. Trotzdem ist nicht anzunehmen, daß die Erhöhung oder Verminderung des Raumgewichts in allen Fällen allein die Festigkeitszunahme oder -abnahme der Mörtel herbeigeführt hat. Es ist z. B. mit Sicherheit anzunehmen, daß das Kalksteinmehl hauptsächlich chemisch eine günstige Wirkung auf den Kalkmörtel ausgeübt hat, die im vorliegenden Falle um so günstiger ist, je höher der Zusatz an Kalksteinmehl ist. Ebensowenig kann die außerordentlich starke Raumgewichtsverringerung, die der Kalkmörtel durch Zusatz von Tonmehl erfahren hat, die große Festigkeitsverminderung dieses Mörtels herbeigeführt haben. Auch hier muß eine andere als mechanische Wirkung an den ungünstigen Erhärtungsverhältnissen schuld sein. Möglicherweise haben die feinen Tonteilchen, die bei Berührung mit Wasser kolloidal quellen, die Kalkteilchen zum Teil umhüllt und so deren Umwandlung in kohlensauren Kalk, auf welchem Vorgang bekanntlich die Erhärtung des Kalkmörtels bzw. des darin befindlichen Kalkhydrates beruht, verhindert. Die durch Zusatz von Granitmehl bewirkte Festigkeitserhöhung des Kalkmörtels ist wahrscheinlich ebenso wie bei dem Zementmörtel im wesentlichen auf das feste Gefüge (Eigenfestigkeit) der Teilchen dieses Gesteinmehls zurückzuführen.

Die vorliegenden Versuchsergebnisse lehren, daß man mit dem Zusatz von Steinmehl bei der Bereitung von Mörtel und Beton, sei es aus Zement oder Kalk, mit Vorsicht verfahren muß, wobei noch zu berücksichtigen ist, daß die Versuche mit erdfeuchtem Mörtel ausgeführt worden sind; denn es ist anzunehmen, daß bei wasserreich (weich oder flüssig) angemachtem Mörtel oder Beton, wie die eingangs erwähnten Versuche mit Steinmehl und Traß gezeigt haben, durch Zusatz von Steinmehl in allen Fällen wahrscheinlich, vielleicht abgesehen von dem Kalksteinmehl im Falle des Kalkmörtels, eine Festigkeitsverminderung eingetreten wäre.

Dichtigkeit und Festigkeit von Kiesbeton im Vergleich zu Kiessplittbeton.

Von **H. Burchartz**[1].

In den Beratungen des Deutschen Ausschusses für Eisenbeton über die Festsetzung einer bestimmten Mindestmenge Zement für Eisenbeton in den neuen „Bestimmungen für die Ausführung von Bauwerken in Eisenbeton" wurde unter anderem darauf hingewiesen, daß eine die rostsichere Umhüllung der Eiseneinlagen gewährleistende Dichtigkeit auch ohne Innehaltung der vorgeschriebenen Mindestmenge Zement von 300 kg auf 1 cbm fertig verarbeiteten Beton erzielt werden könne, wenn der Zuschlagstoff in seinen Körnungen zweckentsprechend zusammengesetzt sei. Insbesondere wurde von verschiedenen Seiten als geeignetes Mittel hierzu Steinsplitt empfohlen, der, in zweckmäßiger Menge dem Kies bzw. Kiessand zugesetzt, es gestattet, den Beton in weniger fetter Mischung als mit Kies allein herzustellen und dabei einen für Eisenbetonzwecke genügend dichten und festen Beton zu erzielen.

Um Aufschluß darüber zu gewinnen, ob und inwieweit diese Ansicht zutreffend sei, wurden vergleichende Dichtigkeits- und Festigkeitsversuche mit folgenden Betonmischungen ausgeführt:

a)	1	Rtl.	Zement	+ 4	Rtl.	Kiessand			
b)	1	„	„	+ 5	„	„			
c)	1	„	„	+ 6	„	„			
d)	1	„	„	+ 3	„	„	+ 1½	Rtl.	Granitsplitt
e)	1	„	„	+ 3½	„	„	+ 1¾	„	„
f)	1	„	„	+ 4	„	„	+ 2	„	„

Die zur Herstellung der Betonmischungen verwendeten Materialien waren:

1. Portlandzement mit 423 kg/cm² Druckfestigkeit nach 28 Tagen kombinierter Lagerung.

2. Cossebauder Kies bzw. Kiessand von 0 bis 25 mm Korn[2].

3. Granitsplitt von 5 bis 25 mm Korn.

Das Verhältnis von Kiessand zu Splitt in den Mischungen d bis f war 2 : 1 nach Raumteilen[1]. Die Mischungsverhältnisse der Betonmischungen mit Splittzusatz waren so gewählt, daß sie annähernd denen der Kiesbetonmischungen entsprachen.

Da, wie später festgestellt wurde, 1 l des Kiessplittgemisches, eingefüllt, durchschnittlich 1,60 kg (s. Tafel 1) wog, betrug das Verhältnis von Zement zu Kiessplittgemisch nach Raumteilen für Mischung

d . . 1 : 4,1
e . . 1 : 4,8
f . . 1 : 5.

Hiernach ist die Mischung d um ein weniges magerer als die Kiesbetonmischung a, die Mischungen e und f dagegen sind etwas fetter als die entsprechenden Mischungen b und c.

Wir werden weiter unten sehen, daß diese Schlußfolgerung übereinstimmt mit dem Befunde der an den Betonmischungen vorgenommenen Ergiebigkeitsbestimmungen sowie mit dem Ergebnis der Berechnung der Gewichtsmenge Zement auf 1 m³ fertig verarbeiteten Beton bzw. auf 1 m³ Zuschlagstoff.

Aus den obengenannten 6 Betonmischungen wurden Würfel von 20 cm Kantenlänge hergestellt.

Bei der Zusammensetzung der Mischung wurden als Einheitsgewichte der Betonstoffe deren im 10-l-Gefäß ermittelten durchschnittlichen Raum- (Liter-) Gewichte (eingefüllt) zugrunde gelegt, und zwar wurden an Stelle eines Liters verarbeitet für

Zement	1,170 kg
Kiessand	1,530 kg
Granitsplitt	1,330 kg.

---

[1] Original: Zement 15, S. 151/55 (1926).

[2] 1 l Kiessand (trocken) wog im Mittel eingelaufen 1,830 kg, eingerüttelt 2,050 kg. Sein spez. Gewicht betrug 2,610; sein Dichtigkeitsgrad u. $\frac{Kr}{s}$: d = 0,790 r., sein Undichtigkeitsgrad 1 — d = u/r 0,210.

[1] Dies Verhältnis wurde gelegentlich der Beratungen des Ausschusses als zweckmäßig empfohlen.

Digitized by Google

Tafel 1. Gewichtsmenge an Einzelbestandteilen in 1 m³ frisch verarbeitetem (gestampftem) Beton und Gewichtsmenge Zement auf 1 m³ Zuschlagstoff.

1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12	13	14	15	16	17
Mischung in Rtl.			Wasserzusatz %	Angewandte Gewichtsmengen der Betonstoffe in kg				Gesamtgewicht der Betonstoffe Al in kg	Mittleres Gewicht G eines frisch gestampften Betonwürfels von 20 cm Kantenlänge in kg	Raumgewicht $r = \frac{G}{8}$ in kg/l	Gesamtmenge d gewonnenen Betons, frisch gestampft, $\frac{At}{r}$ in l	Gewichtsmenge Betonstoffe in kg in 1 m³ frisch gestampftem Beton				Gewichtsmenge Zement auf 1 m³ Zuschlagstoff kg
Zement	Kiessand	Splitt		Zement	Kiessand	Splitt	Wasser					Zement	Kiessand	Splitt	Wasser	
1	4	—[1]	5,7	9,36	48,96	—	2,5	60,82	18,72	2,340	26,0	360	1880	—	100	290
1	5	—	5,0	8,19	53,55	—	2,2	63,94	18,42	2,300	27,8	295	1925	—	80	235
1	6	—	4,4	7,02	55,08	—	1,8	63,90	18,05	2,260	28,3	250	1950	—	60	200
1	3	$1^1/_2$[2]	5,0	9,36	36,72	15,96	2,5	64,54	19,36	2,420	26,7	350	1380	600	90	280
	1 : 4,1															
1	$3^1/_2$	$1^3/_4$[2]	4,6	8,19	37,48	16,30	2,2	64,17	18,88	2,360	27,2	300	1380	600	80	240
	1 : 4,8															
1	4	2[2]	4,5	7,02	36,72	15,96	2,1	61,80	18,64	2,330	26,5	270	1380	600	80	210
	1 : 5,5															

Der Kiessand enthielt 1,6% Wasser, der Splitt war trocken. Der Wasserzusatz zum Beton wurde so gewählt, daß die fertige Betonmasse erdfeuchte Beschaffenheit hatte (s. Tafel 1, Spalte 4).

Die Betonmasse wurde schichtenweise in eiserne Formen gestampft. Die Probekörper lagerten an der Luft im Zimmer, vom 2. bis 7. Tage täglich einmal gefeuchtet. Sie wurden bei 28 Tagen Alter geprüft.

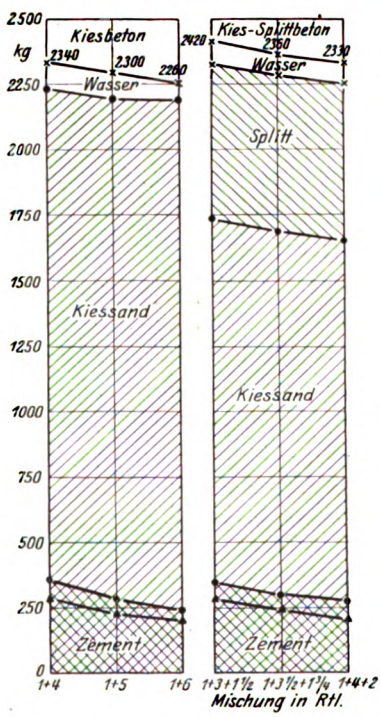


Abb. 1. Zusammensetzung der Betonmischungen nach Tafel 1. ▲—▲ Gewichtsmenge Zement auf 1 m³ Zuschlagstoff.

[1] Bei den Mischungen 1 + 4 und 1 + 3 + $1^1/_2$ wurde das Achtfache, bei den Mischungen 1 + 5 und 1 + $3^1/_2$ + $1^3/_4$ das Siebenfache und bei den Mischungen 1 + 6 und 1 + 4 + 2 das Sechsfache der Gewichtsmenge an Betonstoffen zur Bereitung des Betons verwendet (s. Spalte 5 bis 8).

[2] In den Mischungen mit Kies-Splittgemisch entspricht die Summe der Raumteile an Kies + Splitt unter Zugrundelegung des für das Kies-Splittgemisch (2 : 1) ermittelten Litergewichts (eingefüllt) von 1,60 kg für das Gemisch:

3 Kies + $1^1/_2$ Splitt rund 4,1 l
$3^1/_2$ „ + $1^3/_4$ „ „ 4,8 l
4 „ + 2 „ „ 5,5 l.

Um die Zusammensetzung der fertig verarbeiteten Betonmischungen, d. h. des Gehalts des frischen Betons an Einzelstoffen dem Gewicht nach berechnen zu können, wurden die Probekörper jeder Mischung sofort nach Fertigung gewogen und aus dem Gewicht das Raumgewicht des Betons bestimmt.

Aus den Gewichtsmengen der zur Herstellung der Mischungen verwendeten Einzelstoffe (s. Spalten 4 bis 8, Tafel 1) wurde unter Zugrundelegung des mittleren Raumgewichts des Betons die Gewichtsmenge des gewonnenen frisch gestampften Betons jeder Mischung (s. Spalte 12, Tafel 1) und auf Grund dieser Ermittlungen die Gewichtsmenge der Einzelstoffe in jeder Mischung (Spalten 13 bis 16, Tafel 1) berechnet. Schließlich wurde noch die Gewichtsmenge Zement, die auf 1 m³ gesamten Zuschlagstoff (eingefüllt) jeder Mischung entfällt, berechnet (Spalte 17, Tafel 1).

Das Ergebnis aller dieser Bestimmungen ist in Tafel 1 enthalten und in Abb. 1 zeichnerisch dargestellt. Nach diesem Befunde sind in 1 m³ frisch gestampftem Beton an Zement enthalten und kommen an Zement auf 1 m³ Gesamtzuschlagstoff:

	Zementmenge in 1 m³ Beton auf	1 m³ Zuschlag
Mischung a	360 kg	290 kg
Mischung b	295 „	235 „
Mischung c	250 „	200 „
Mischung d	350 „	280 „
Mischung e	300 „	240 „
Mischung f	270 „	210 „

Hiernach ist die Kiesbetonmischung a etwas reicher an Zement, also fetter, als die Kiessplittbetonmischung d, während die Kiesbetonmischungen b und c etwas ärmer an Zement, also magerer sind als die Kiessplittbetonmischungen e und f.

Um eine Übersicht darüber zu gewinnen, welche Beziehungen zwischen dem Zementgehalt der einzelnen Mischungen und deren Dichtigkeitsverhältnissen bestehen, ist das spezifische Gewicht und Raumgewicht des Materials der 6 Betonmischungen am erhärteten Beton bestimmt und hieraus der Dichtigkeits- und Un-

Digitized by Google

dichtigkeitsgrad des Betons berechnet worden[1]. Die Ergebnisse sind in Tafel 2 verzeichnet. Aus ihnen geht hervor, daß die Kiessplittbetonmischungen einen geringeren Undichtigkeitsgrad, d. h. einen geringeren Gehalt an Hohlräumen aufweisen, also dichter sind als die Kiesbetonmischungen.

Tafel 2. Gewichts- und Dichtigkeitsverhältnisse des erhärteten Betons. Am trockenen Material bestimmt.

Mischung in Rtl.			Spezifisches Gewicht	Raumgewicht	Dichtigkeitsgrad	Undichtigkeitsgrad
Zement	Kiessand	Splitt	s	r	$d = \frac{r}{s}$	u = 1 − d
1	4	—	2,610	2,240	0,860	0,140
1	5	—	2,620	2,210	0,840	0,160
1	6	—	2,620	2,150	0,820	0,180
1	3	1½	2,610	2,320	0,890	0,110
	1 : 4,1					
1	3½	1¾	2,620	2,280	0,870	0,130
	1 : 4,8					
1	4	2	2,620	2,240	0,850	0,150
	1 : 5,5					

Setzt man den Undichtigkeitsgrad der Kiessplittbetonmischungen = 100, so ergibt sich die Verhältniszahl für den Undichtigkeitsgrad der Kiesbetonmischungen

a : 78,
b : 81,
c : 83,

d. h. der Undichtigkeitsgrad der Kiessplittbetonmischungen ist um 22, 19 und 17% geringer als der der Kiesbetonmischungen.

An dieser Stelle sei mit Rücksicht auf die vorstehend besprochenen Versuchsergebnisse nochmals betont, daß, wenn auch im vorliegenden Falle die Raumgewichte und Dichtigkeitsgrade der einzelnen Betonmischungen übereinstimmen, diese Verhältnisse nicht immer zutreffen, und es zwecks richtiger und zuverlässiger Bewertung der wahren Porosität (Undichtigkeitsgrad, Porenvolumen) von Mörtel und Beton nötig ist, stets den Dichtigkeits- bzw. Undichtigkeitsgrad selbst zu bestimmen; denn nur dieser allein läßt die wirklichen Dichtigkeitsverhältnisse zuverlässig erkennen, während das Raumgewicht unter Umständen wohl einen Anhalt für die Beurteilung der Dichtigkeit bezw. Undichtigkeit abgeben kann, auf keinen Fall aber ein sicherer Maßstab hierfür ist.

Auf Grund der vorliegenden Versuchsergebnisse könnte man festlegen, welchen Dichtigkeitsgrad Beton, der als dicht, d. h. rostschützend, angesehen werden soll, aufweisen muß. Nach Ansicht des Verf. wäre es berechtigt, zu fordern, daß der Dichtigkeitsgrad von Eisenbeton mindestens 0,850 oder der Undichtigkeitsgrad also dementsprechend höchstens 0,150 beträgt. Eine dahingehende Vorschrift hätte auch den Vorteil, daß in allen Fällen, in denen es sich darum handelt, den Nachweis zu liefern, ob Beton genügend dicht ist, bzw. den Anforderungen entspricht, die an dichten Beton zu stellen sind, möglich ist, nachzuprüfen, ob die Vorschrift innegehalten ist, während es nicht immer möglich ist, auf dem Versuchswege mit Sicherheit nachzuweisen, ob Beton die vorschriftsmäßige Menge Zement enthält.

[1] Vielfach wird als Maßstab für den Dichtigkeitsgrad von Beton oder Mörtel das Raumgewicht angesehen. Verfasser steht grundsätzlich auf dem Standpunkt, daß das Raumgewicht kein sicherer und zuverlässiger Maßstab für die wahre Porosität, also den wirklichen Dichtigkeitsgrad ist, da das Raumgewicht nicht nur von dem Grade der Porosität des Materials, sondern auch von dem spez. Gewicht der Einzelstoffe abhängig ist.

Tafel 3. Ergebnisse der Druckversuche. Würfel von 20 cm Kantenlänge. Alter der Proben: 28 Tage.

Mischung in Rtl.	Versuch Nr.	Wasserzusatz %	Raumgewicht g/cm³	Druckfestigkeit in kg/cm²
1 Zement + 4 Kiessand	1			312
	2			324
	3			296
	Mittel	5,7	2,320	**311**
1 Zement + 5 Kiessand	1			250
	2			239
	3			250
	Mittel	5,0	2,280	**246**
1 Zement + 6 Kiessand	1			192
	2			182
	3			194
	Mittel	4,4	2,230	**189**
1 Zement + 3 Kiessand + 1½ Granitsplitt	1			431
	2			379
	3			417
	Mittel	5,0	2,390	**409**
1 Zement + 3½ Kiessand + 1¾ Granitsplitt	1			311
	2			282
	3			300
	Mittel	4,6	2,330	**298**
1 Zement + 4 Kiessand + 2 Granitsplitt	1			287
	2			262
	3			272
	Mittel	4,5	2,320	**274**

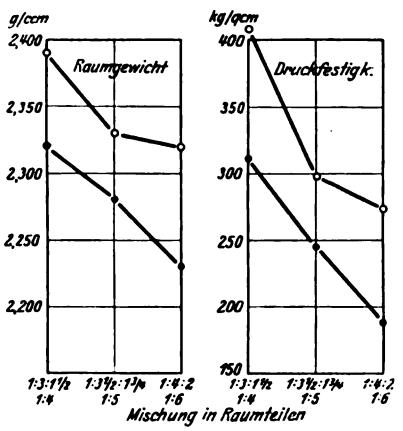


Abb. 2. Raumgewicht und Druckfestigkeit der Betonmischungen nach Tafel 3.

●——● Kiesbetonmischungen.
○——○ Kiessplittbetonmischungen.

Digitized by Google

Die Ergebnisse der mit den 28 Tage alten Betonkörpern ausgeführten Druckversuche sind in Tafel 3 verzeichnet und die Durchschnittswerte nebst den mittleren Raumgewichten der Betonprobekörper (vor der Prüfung) in Abb. 2 zeichnerisch dargestellt. Hieraus ist folgendes zu ersehen:

Die Mischung d weist, obwohl sie einen um 3% geringeren Gehalt an Zement aufweist als Mischung a, eine um 32% höhere Festigkeit auf als diese. Die beiden anderen Kiessplittbetonmischungen d und f, von denen die eine nur etwa 2, die andere etwa 7,4% mehr Zement enthält als die entsprechenden Kiesbetonmischungen b und c, liefern gegenüber diesen um 20 bzw. 30% höhere Festigkeiten.

Zusammenfassung.

Ebenso wie die Ergebnisse der Dichtigkeitsbestimmung den günstigen Einfluß eines Splittzusatzes auf den Dichtigkeitsgrad erkennen lassen, ist aus den Festigkeitswerten die günstige Wirkung eines solchen Zusatzes auch auf die Festigkeit ersichtlich.

Hiermit ist also der Beweis erbracht, daß der Zusatz von Steinsplitt einem Kiesbeton, auch wenn dieser weniger als 300 kg Zement auf 1 m³ fertig verarbeiteten Beton enthält, die für Eisenbetonzwecke erforderliche Dichtigkeit und Festigkeit zu verleihen vermag, unter der Voraussetzung, daß Kies bzw. Kiessand und Splitt zweckentsprechende Kornzusammensetzung aufweisen.

Beitrag zur Feststellung der mechanischen Zusammensetzung von Mörtel und Beton.

Mischungsverhältnis von Bindemittel zum Zuschlagstoff.

Von V. Rodt[1].

Die nachträgliche Feststellung des Mischungsverhältnisses von verarbeitetem bzw. abgebundenem oder erhärtetem Mörtel oder Beton ist eine oft geforderte Aufgabe, die bezüglich der Art der Ausführung und der Zuverlässigkeit der erhaltenen Ergebnisse bereits ausführlich von Gary[2], Burchartz[3], Seger & Cramer[4], Framm[5], Goslich jr.[6] und Hart[7] behandelt worden ist.

Die Bestimmung beruht, wie hier kurz wiederholt sein möge, auf dem Herauslösen des Zementes aus dem Beton mittels Salzsäure, worauf der unlösliche Zuschlagstoff entweder gewogen oder die lösliche Kieselsäure in der salzsauren Lösung bestimmt wird. Bei gleichzeitiger Bestimmung des Glühverlustes des Betons ist aus dem gefundenen Gehalte an Zuschlagstoff direkt, aus dem Gehalt an Kieselsäure durch Umrechnung dieser mit dem Faktor[8] $\frac{100}{22}$ auf Portlandzement das Mischungsverhältnis von Bindemittel zum Zuschlag (in Gewichtsteilen) berechenbar.

In dem einschlägigen Schrifttum ist auch bereits hervorgehoben worden, daß das Ergebnis ungenau wird, wenn der Zuschlagstoff in Salzsäure lösliche Bestandteile enthält; es sei denn, daß der ursprüngliche Zuschlagstoff noch vorliegt und gleichzeitig auf seinen Kieselsäuregehalt bei gleichartiger Salzsäurebehandlung untersucht werden kann. Es ist auch angeregt worden, bei der Bauausführung Proben der Rohstoffe in sachgemäßer Weise für diese Untersuchung aufzubewahren.

In der an einen Vortrag von Framm sich anschließenden Aussprache[1] über vorliegenden Gegenstand wurde von Framm und Schindler übereinstimmend zum Ausdruck gebracht, daß der Gehalt der meisten Quarzsande an löslicher Kieselsäure meist den Betrag von 0,5% nicht übersteigt.

Zur Veranschaulichung der Auswirkung eines derartigen Betrages von löslicher Kieselsäure im Sande auf das Ergebnis der Berechnung des Mischungsverhältnisses[2] nach Gewichtsteilen möge die Zusammenstellung in Tafel 1 dienen.

Tafel 1.

Mörtel Bindemittel* zu Sand in Gewichtsteilen	Lösliche Kieselsäure im Mörtel bei Verwendung von		Mischungsverhältnis bei Verwendung von	
	reinem Sand	0,5% lösl. Kieselsäure enth. Sand	reinem Sand	0,5% lösl. Kieselsäure enth. Sand
1 : 3	5,20%	5,65%	1 : 3	1 : 2,7
1 : 8	2,38%	2,86%	1 : 8	1 : 6,5

* Bindemittel als Zement mit 20% Wassergehalt berechnet.

Gehalte an löslicher Kieselsäure im Sande bis zur Höhe von 0,5% beeinflussen demnach das Ergebnis der Bestimmung des Mischungsverhältnisses bei fetten Mischungen zwar wenig, bei mageren Mischungen aber sehr beträchtlich.

Da die lösliche Kieselsäure hauptsächlich auf den im Sand enthaltenen Lehm zurückzuführen ist, wurden, um über die Zersetzbarkeit der Lehmsorten bei der hier in Betracht kommenden Behandlung Anhaltspunkte zu gewinnen, aus verschiedenen Teilen Deutschlands stammende Lehmsorten der Behandlung mit konzentrierter und verdünnter Salzsäure und darauffolgender

[1] Original: Zement 17, Nr. 4, S. 138/41 (1928).

[2] Gary: Mitt. d. techn. Vers.Anst. d. techn. Hochschule Charlottenburg 1900, S. 236; Tonind.-Ztg. 1900, S. 422.

[3] Burchartz: Mitt. d. Königl. Mat.Prüf.Amtes 1903, S. 71 und 1906, S. 291; desgl. Zentralbl. Bauverw. 1902, S. 604.

[4] Seger & Cramer: Tonind.-Ztg. 1909, S. 197.

[5] Framm: Prot. d. deutsch. Portlandzem.-Fabr. 1909, S. 265.

[6] Goslich jr.: Tonind.-Ztg. 1926, S. 1495. Es wird hier als Referat aus Ciment ein Verfahren von D. Florentin wiedergegeben, welches mit kalter Salzsäure arbeitet, um Ton und Sand nicht anzugreifen.

[7] Hart: Chem.-Ztg. 1916, S. 1032.

[8] Der Faktor $\frac{100}{22}$ ergibt sich bei Zugrundelegung des Durchschnittsgehaltes von 22% Kieselsäure im Portlandzement.

[1] Siehe Prot. d. deutsch. Portlandzem.-Fabr. 1909, S. 275.

[2] Das Mischungsverhältnis ist nach der später angegebenen Berechnungsweise Nr. 1 berechnet worden.

Digitized by Google

Auslaugung mit 5proz. Sodalösung unterworfen. Die Ergebnisse sind in Tafel 2 zusammengestellt.

Die (verschiedenen) Lehmsorten wurden einmal mit Salzsäure vom spezifischen Gewicht 1,124 (= konzentrierte Salzsäure), das andere Mal mit einer mit 9 Teilen Wasser verdünnten Salzsäure behandelt, worauf in beiden Fällen eine Auslaugung des Salzsäurerückstandes mit einer 5proz. (d. h. 5 g wasserfreies Natriumcarbonat auf 100 ccm Wasser enthaltenden) Sodalösung erfolgte.

Bei Anwendung verdünnter Salzsäure wird demnach durch den Lehmgehalt des Sandes das Untersuchungsergebnis nur wenig beeinflußt werden können.

Durch direkte Bestimmung des Mischungsverhältnisses an besonders zu diesem Zwecke hergestellten Mörtelkörpern bekannter Zusammensetzung wurden die angestellten Betrachtungen weiter verfolgt.

Zu diesem Zwecke wurden die Lehmproben (s. Tafel 2) im Wassertrockenschrank getrocknet und so gefeint,

Tafel 2. Behandlung von Lehmen mit Salzsäure und Sodalösung.

Lehmsorte	Brandenburg		Schlesien		Anhalt		Württemberg		Oberschlesien	
Salzsäure	konzentr.	verdünnt	konzentr.	verdünnt	konzentr.	verdünnt	konzentr.	verdünnt	konzentr.	verdünnt
% löslicher SiO_2 in der Salzsäure	0,10	0,83	0,03	0,04	0,40	0,59	0,13	0,70	0,96	0,44
% löslicher SiO_2 in der Sodalösung	11,3	0,81	3,59	0,28	7,05	0,57	8,37	0,79	4,74	0,58
% löslicher SiO_2 Insgesamt	11,4	1,64	3,61	0,32	7,45	1,16	8,40	1,49	5,70	1,02

Bem.: Probe aus Anhalt enthielt sehr geringe, die Probe aus Württemberg etwas größere und die Probe aus Oberschlesien sehr große Mengen kohlensauren Kalkes.

In allen Fällen wurden in gleicher Weise 5 g des Lehmes mit 100 ccm der Säure erst auf dem Wasserbade erwärmt, dann etwa 2 Min. aufgekocht, sofort abfiltriert und der Rückstand auf dem Filter mit 100 ccm der Sodalösung in ein Becherglas gespritzt, darin 2 Min. aufgekocht und ebenfalls abfiltriert. In beiden Filtraten wurde dann die Kieselsäure durch Eindampfen mit Salzsäure und Trocknen im Trockenschrank in üblicher Weise abgeschieden und gewogen.

Bei den meisten Quarzsanden beträgt erfahrungsgemäß der Gehalt an Lehm nicht über 5%. Unter Zugrundelegung dieses Lehmgehaltes von 5% im Quarzsande würden 100 g des Sandes bei der obigen Behandlung mit Salzsäure und Sodalösung die in Tafel 3 angegebenen Prozentgehalte an Kieselsäure in Lösung gehen lassen.

Tafel 3.

Bezeichnung der Lehmsorte	Brandenburg	Schlesien	Anhalt	Württemberg	Oberschlesien
% SiO_2 in Salzsäure konzentriert:	0,57	0,18	0,37	0,42	0,29
% SiO_2 in Salzsäure verdünnt (1 : 9):	0,08	0,02	0,06	0,08	0,05

Die vorerwähnte Angabe von Framm und Schindler über die Abgabe von 0,5% Kieselsäure an die Lösung würde sich nach diesen Untersuchungsergebnissen also nur bei Behandlung der Sande mit konzentrierter Salzsäure und 5proz. Sodalösung bestätigen, wogegen bei Anwendung einer verdünnten Salzsäure (1:9) nur äußerst geringe Mengen löslicher Kieselsäure als Fehlerquelle für die Berechnung des Mischungsverhältnisses in Frage kommen.

Nehmen wir den Höchstbetrag von 0,1% löslicher Kieselsäure als aus dem Lehme stammend in der Lösung bei Behandlung des Mörtels mit verdünnter Salzsäure an, so ändert sich bei der Berechnung das Mischungsverhältnis bei einem Mörtel

von 1:3 auf 1:2,9
„ 1:8 „ 1:7,7.

daß sie auf dem 16-Maschensiebe keinen Rückstand hinterließen. Sodann wurde Normensand und soviel Material von jeder Lehmsorte gemischt, daß der Sand 5% Lehm enthielt. Aus den auf diese Weise gewonnenen Sanden wurden in Mischung mit Portlandzement nach Vorschrift der deutschen Normen Würfel von 7,1 cm Seitenlänge im Mischungsverhältnis 1:3 und 1:8 gefertigt. Nach 28tägiger Luftlagerung wurde dann das Mischungsverhältnis durch Lösen des Mörtels in verdünnter Salzsäure und Bestimmung der löslichen Kieselsäure ermittelt.

10 g des im Wassertrockenschrank getrockneten und durch das 324-Maschensieb gefeinten Mörtels wurden in einer einmal mit 9 Teilen Wasser, das andere Mal mit 3 Teilen Wasser verdünnten Salzsäure vom spezifischen Gewicht 1,124 am Wasserbad erwärmt, dann 2 Min. aufgekocht (Säuremenge 300 ccm) und der Rückstand nach der Filtration 2 Min. mit 5proz. Sodalösung ausgekocht. In den Filtraten wurde dann in üblicher Weise die Kieselsäure bestimmt.

Das Mischungsverhältnis kann auf zweierlei Weise berechnet werden:

1. Die gefundene Menge löslicher Kieselsäure (SiO_2) wird unter Zugrundelegung eines Portlandzementes vom mittleren Kieselsäuregehalt von 22% auf Zement umgerechnet, indem mit dem Faktor $\frac{100}{22}$ multipliziert wird. Um auf erhärteten, wasserhaltigen Zement umzurechnen, wird noch ein Viertel des berechneten Zementwertes als gebundenes Wasser zugeschlagen, da der erhärtete Portlandzement erfahrungsgemäß etwa 20% Wasser gebunden enthält. Das Mischungsverhältnis nach Gewichtsteilen berechnet sich demnach wie folgt:

$$MV = 1 : \frac{100 - \left(\frac{100}{22} SiO_2 + \frac{SiO_2 \frac{100}{22}}{4}\right)}{\frac{100}{22} SiO_2}$$

oder anders ausgedrückt:

$$MV = 1 : \frac{100 - 5{,}681\, SiO_2}{4{,}545\, SiO_2}.$$

Digitized by Google

2. Der gefundene SiO_2-Wert wird wie oben durch Multiplikation mit $\frac{100}{22}$ auf wasserfreien Portlandzement umgerechnet und durch Abzug der Summe des so erhaltenen Zementwertes und des direkt bestimmten Glühverlustes des Mörtels von 100 der Füllstoffanteil ermittelt.

Das Mischungsverhältnis berechnet sich in diesem Falle nach der Formel:

$$MV = 1 : \frac{100 - \left(\frac{100}{22} SiO_2 + \text{Glühverlust}\right)}{\frac{100}{22} SiO_2}$$

oder

$$MV = 1 : \frac{100 - (4{,}545\, SiO_2 + \text{Glühverlust})}{4{,}545\, SiO_2}.$$

säure und der daraus berechneten Menge wasserfreien Portlandzementes unter der Voraussetzung, daß der erhärtete Portlandzement 20% Wasser gebunden enthält, ergibt insbesondere bei mageren Mischungen[1] wesentlich kleinere Werte als die durch Glühverlustbestimmung tatsächlich ermittelten. Zwecks Ermittlung des Mischungsverhältnisses ist es daher richtiger, womöglich den Glühverlust des Mörtels oder Betons zu bestimmen und der Berechnung die Formel Nr. 2:

$$MV = 1 : \frac{100 - (4{,}545\, SiO_2 + \text{Glühverlust})}{4{,}545\, SiO_2}$$

zugrunde zu legen[2].

2. Die Verwendung von konzentrierter Salzsäure zum Lösen des Mörtels oder Betons ergibt bei lehmhaltigem

Tafel 4

			Lehmsorten			
Mörtel 1:3 (Sand mit 5% Lehm)			Brandenburg	Schlesien	Anhalt	Oberschlesien
Lösliche Kieselsäure in HCl 1 : 9			5,84%	5,14%	5,57%	4,42%
Lösliche Kieselsäure in HCl 1 : 3			5,84%	5,45%	5,99%	4,56%
Glühverlust		berechnet	6,6%	6,0%	6,8%	5,1%
		gefunden	5,1%	5,8%	5,9%	5,3%
Mischungsverhältnis	Berechnungsweise 1.	HCl 1 : 9 mit SiO_2-Korrektur	1 : 2,5$_6$	1 : 3,0$_4$	1 : 2,7$_3$	1 : 3,7$_6$
		HCl 1 : 9 ohne SiO_2-Korrektur	1 : 2,5$_2$	1 : 3,0$_0$	1 : 2,7$_0$	1 : 3,7$_8$
		HCl 1 : 3 mit SiO_2-Korrektur	1 : 2,5$_6$	1 : 2,8$_0$	1 : 2,4$_1$	1 : 3,6$_1$
		HCl 1 : 3 ohne SiO_2-Korrektur	1 : 2,5$_2$	1 : 2,7$_8$	1 : 2,4$_2$	1 : 3,5$_7$
	Berechnungsweise 2. (mit Glühverlustbestimmung)	HCl 1 : 9 mit SiO_2-Korrektur	1 : 2,6$_2$	1 : 3,0$_4$	1 : 2,7$_9$	1 : 3,7$_5$
		HCl 1 : 9 ohne SiO_2-Korrektur	1 : 2,5$_8$	1 : 3,0$_0$	1 : 2,7$_2$	1 : 3,7$_1$
		HCl 1 : 3 mit SiO_2-Korrektur	1 : 2,6$_2$	1 : 2,8$_3$	1 : 2,4$_8$	1 : 3,5$_9$
		HCl 1 : 3 ohne SiO_2-Korrektur	1 : 2,5$_8$	1 : 2,8$_0$	1 : 2,4$_6$	1 : 3,5$_7$
Mörtel 1 : 8 (mit 5% Lehm)						
Lösliche Kieselsäure in HCl 1 : 9			2,38%	2,16%	2,28%	—
Lösliche Kieselsäure in HCl 1 : 3			2,38%	2,15%	2,28%	2,25%
Glühverlust		berechnet	2,7%	2,5%	2,6%	2,5%
		gefunden	4,9%	4,4%	5,3%	4,5%
Mischungsverhältnis	Berechnungsweise 1.	HCl 1 : 9 mit SiO_2-Korrektur	1 : 8,2$_7$	1 : 9,0$_6$	1 : 8,7$_5$	—
		HCl 1 : 9 ohne SiO_2-Korrektur	1 : 8,0$_0$	1 : 8,9$_2$	1 : 8,4$_0$	—
		HCl 1 : 3 mit SiO_2-Korrektur	1 : 8,2$_7$	1 : 9,0$_6$	1 : 8,7$_5$	1 : 8,7$_5$
		HCl 1 : 3 ohne SiO_2-Korrektur	1 : 8,0$_0$	1 : 8,9$_2$	1 : 8,4$_0$	1 : 8,5$_5$
	Berechnungsweise 2. (mit Glühverlustbestimmung)	HCl 1 : 9 mit SiO_2-Korrektur	1 : 8,0$_5$	1 : 8,8$_5$	1 : 8,4$_7$	—
		HCl 1 : 9 ohne SiO_2-Korrektur	1 : 7,8$_0$	1 : 8,7$_5$	1 : 8,1$_5$	—
		HCl 1 : 3 mit SiO_2-Korrektur	1 : 8,0$_5$	1 : 8,8$_5$	1 : 8,4$_7$	1 : 8,5$_5$
		HCl 1 : 3 ohne SiO_2-Korrektur	1 : 7,8$_0$	1 : 8,7$_5$	1 : 8,1$_5$	1 : 8,3$_0$

Die bei der chemischen Untersuchung der Mörtel gefundenen Werte für den Gehalt an löslicher Kieselsäure und an Glühverlust, sowie die daraus nach beiden Formeln 1 und 2 berechneten Mischungsverhältnisse C sind in Tafel 4 zusammengestellt. Es sei noch dazu bemerkt, daß der verwendete Portlandzement 22,74% Kieselsäure und 1,07% Glühverlust enthielt.

Aus den in Tafel 4 zusammengestellten Versuchsergebnissen an Mörtelkörpern bekannter Zusammensetzung ergibt sich folgendes:

1. Die Berechnung des Gehaltes an gebundenem Wasser im erhärteten Zement aus der löslichen Kieselsäure und der daraus berechneten Menge wasserfreien Portlandzementes unter der Voraussetzung, daß der erhärtete Portlandzement 20% Wasser gebunden enthält, ergibt insbesondere bei mageren Mischungen[1] wesentlich kleinere Werte als die durch Glühverlustbestimmung tatsächlich ermittelten. Zwecks Ermittlung des Mischungsverhältnisses ist es daher richtiger, womöglich den Glühverlust des Mörtels oder Betons zu bestimmen und der Berechnung die Formel Nr. 2:

$$MV = 1 : \frac{100 - (4{,}545\, SiO_2 + \text{Glühverlust})}{4{,}545\, SiO_2}$$

zugrunde zu legen[2].

2. Die Verwendung von konzentrierter Salzsäure zum Lösen des Mörtels oder Betons ergibt bei lehmhaltigem Zuschlagmaterial im Mörtel unrichtige Werte für das Mischungsverhältnis infolge der weitgehenden Zersetzung des Lehmes durch die Einwirkung der Säure auf den Lehm. Wenn jedoch eine mit 9 bis 3 Teilen Wasser verdünnte Salzsäure zum Lösen verwendet wird, so üben infolge des geringen Angriffes der Lehme durch diese

[1] Der Grund dafür ist in der vom Mörtel aufgenommenen Kohlensäure zu suchen.

[2] Bei Betonen, deren Zuschlagstoff Kalksteine enthält, kann man trotzdem diese Formel nicht anwenden und ist gezwungen, den Glühverlust zu berechnen, da sich die Kohlensäure des Kalksteines von der durch den Beton aufgenommenen Kohlensäure analytisch nicht trennen läßt.

Digitized by Google

Säure die geringfügigen Mengen der aus dem Lehm in Lösung gehenden Kiselsäuremengen keinen wesentlichen Einfluß auf die Berechnung des Mischungsverhältnisses aus, sofern die Angaben, wie üblich, auf Zehntel abgerundet angeben werden. Bei Verwendung von verdünnter Salzsäure kann daher der durch den Lehmgehalt der Sande verursachte Fehler im allgemeinen unberücksichtigt bleiben.

3. Die experimentell gefundenen Werte für das Mischungsverhältnis weichen — ohne Berücksichtigung des Lehmgehaltes des Sandes — von den tatsächlichen bei den fetten Mörteln (1:3) im allgemeinen in der in diesem Verhältnis für Sand gefundenen Zahl um einige Zehntel nach unten, bei den mageren Mörteln (1:8) um eine Einheit nach oben ab; so daß die fetten Mörtel etwas zu fett, die mageren Mörtel dagegen zu mager befunden werden.

Die Ungenauigkeit, die in dem Untersuchungsverfahren und insbesondere in der Schwierigkeit der Entnahme einer richtigen Durchschnittsprobe liegt, übersteigt der Größenordnung nach — also wesentlich — die Fehler, die infolge des Lehmgehaltes der Sande verursacht werden können, sofern die Mörtel oder Betone mit verdünnter Salzsäure in Lösung gebracht werden.

Vergleich der Würfelfestigkeit von Beton zu der Druckfestigkeit des Betons im Bauwerk.

Von **H. Burchartz** [1].

So lange Beton und insbesondere Eisenbeton im Bauwesen verwendet wird, ist die Frage akut gewesen: „Wie groß ist die wahre Druckfestigkeit des Betons im Bauwerk, und wie wird sie mit genügender Zuverlässigkeit ermittelt?“

Da das sonst übliche Verfahren zur Bestimmung der Druckfestigkeit von Baustoffen, aus diesen würfelförmige Körper herzustellen und zu prüfen, bei fertigen Betonbauwerken nicht immer anwendbar oder, wenn anwendbar, mit großen Schwierigkeiten und Kosten verknüpft ist, oft auch die Prüfung solcher aus dem Mauerwerk entnommener Proben infolge der hierbei und bei der weiteren Nachbearbeitung im Laboratorium unvermeidbar rohen Behandlung zu Trugschlüssen führen kann, ist man darauf angewiesen, die berechnete oder zu erwartende Festigkeit des Betons im Bauwerk durch Festigkeitsversuche mit auf der Baustelle oder im Laboratorium hergestellten Probekörpern nachzuweisen. Es erhebt sich aber dann die weitere Frage: „Ist die auf diese Weise ermittelte Festigkeit die wahre Druckfestigkeit des Baukörpers, und welche Beziehungen bestehen zwischen der an Würfeln gewonnenen Druckfestigkeit und der wirklichen Festigkeit des Betonmauerwerkes?“

Es hat naturgemäß nicht an gelegentlichen Versuchen gefehlt, um über diese Fragen Klarheit zu schaffen. So hat z. B. Gary[2] vergleichende Festigkeitsversuche mit Betonkörpern ausgeführt, die teils in Würfelformen hergestellt, teils in der Weise gewonnen waren, daß in das Betonmauerwerk Einlagen aus Holz- und Drahtgittern mit eingestampft und nach dem Erhärten des Betons die so mit einem Gitterwerk umgebenen würfelförmigen Betonteile durch Eintreiben eiserner Keile auseinandergesprengt wurden, wobei sich die von den Holzgittern bzw. Drahtgeflechten begrenzten Körper mehr oder weniger leicht aus dem Beton herauslösten. Bei diesen Versuchen ergab sich, daß in Formen gefertigte Körper durchschnittlich höhere Festigkeit aufwiesen als die aus dem Mauerwerk entnommenen. Bereits mehrfach sind auch planmäßige Versuche zur Ermittlung der wirklichen Druckfestigkeit des Betons in Betonmauerwerk im Vergleich mit der Würfelfestigkeit des Betons ausgeführt worden. Die ersten Versuche dieser Art sind von Berndt und Preuß vorgenommen. Hierzu wurden aus verschiedenen Betonmischungen teils Würfel in eisernen Formen hergestellt, teils aus großen in den gleichen Mischungen gestampften Betonblöcken würfelförmige Körper in verschiedener Höhe der Blöcke herausgeschnitten. Über die Ergebnisse dieser in Laboratoriums- und Baustelleversuche zerfallende Untersuchungen ist in Heft 36 der Mitteilungen des Deutschen Ausschusses für Eisenbeton berichtet worden[1]. Die Durchschnittswerte sind in den Tafeln 1 und 2 wiedergegeben. Aus den Ergebnissen sind nachstehende Schlußfolgerungen gezogen:

[1] Original: Zement 16, Nr. 34, S. 764/71 (1927).

[2] M. Gary: Anfertigung von Betonprobekörpern auf dem Bauplatz. Mitteilungen aus dem Kgl. Materialprüfungsamt Berlin-Dahlem H. 2, S. 124 u. ff. 1901.

[1] O. Berndt und E. Preuß: Versuche zum Vergleich der Würfelfestigkeit des Beton zu der im Bauwerk erzielten Festigkeit, ausgeführt durch die Materialprüfungsanstalt Darmstadt.

Tafel 1. Zusammenstellung der Ergebnisse der vergleichenden Druckfestigkeitsversuche (Laboratoriumsversuche) nach Berndt und Preuß.

Betonklotz Nr.	Mischung in Rtl.			Alter der Proben in Tagen	Mittlere Druckfestigkeit in kg cm²			Hundertteiliger Unterschied der Druckfestigkeit der in Formen hergestellten Probewürfel und der aus dem Betonklotz herausgesägten Probewürfel, bezogen auf die Druckfestigkeit der in Formen nach den Baustellevorschriften hergestellten Probewürfel
					der in Formen hergestellten Probewürfel		der aus dem Betonklotz herausgesägten Probewürfel	
	Portlandzement	Rheinsand 0—7 mm	Rheinkies 7—40 mm		nach Baustellevorschriften	nach Laboratoriumsvorschriften		
I	1	4	8	154	143	175	174	+ 21,4
II	1	4	8	119	157	158	156	— 0,4
III	1	3	6	205	183	234	237	+ 29,3
IV	1	5	10	181	151	157	169	+ 11,6

Digitized by Google

a) Laboratoriumsversuche.

1. Die Druckfestigkeit der aus den gleichen wagerechten Schichten der Betonklötze herausgesägten Probewürfel ist meist nicht unwesentlich voneinander verschieden. Diese Verschiedenheit beträgt rund etwa bis zu 20 und 30%.

2. Die Mauerwerksfestigkeit[1] ist, wenn man von Betonklotz II, der sich in dieser Beziehung anders verhält als die übrigen 3 Betonklötze, absieht, nicht unwesentlich höher als die Würfelfestigkeit, und zwar, wenn man den Gesamtmittelwert der Mauerwerksfestigkeit des ganzen Betonklotzes zum Vergleich heranzieht, um 11,6 bis 29,3%.

Tafel 2. Zusammenstellung der Ergebnisse der vergleichenden Druckfestigkeitsversuche (Baustelleversuche) nach Berndt und Preuß.

Lfd. Nr.	Betonklotz von	Mischung	Zuschläge	Alter bei der Prüfung	Probewürfel, hergestellt in G = Gußeisenformen, H = Holzformen	Druckfestigkeit: der in Formen hergestellten Probewürfel	Druckfestigkeit: der aus dem Betonklotz herausgesägten Würfel: Mittelwerte der einzelnen Schichten (o = obere Schicht, m = mittlere, u = untere)	Druckfestigkeit: der aus dem Betonklotz herausgesägten Würfel: Gesamtmittelwert des Betonklotzes	Hundertteiliger Unterschied der Druckfestigkeit der in Formen hergestellten Probewürfel und der aus dem Betonklotz herausgesägten Würfel, bezogen auf die Druckfestigkeit der in Formen hergestellten Probewürfel: für die einzelnen Schichten	für den Gesamtmittelwert des ganzen Betonklotzes
				Tage		kg/cm²	kg/cm²	kg/cm²	%	%
1	Bahnsteigneubau	1 : $3^1/_2$: $6^2/_3$	Rheinsand Porphyrsteinschlag	72	G	131	o : 137 u : 140	138	+ 4,6 + 6,9	+ 5,3
2	Fabrikneubau	1 : 8	Rheinsand Rheinkies	59	G	153	o : 148 u : 169	158	+ 10,5 — 3,3	+ 3,3
3	Magazinkeller	1 : 3 : 6	Rheinsand Basaltsteinschlag	247	H	107	154[1]	154	+ 43,9[2]	+ 43,9[2]
4	Verwaltungsgebäude	1 : $2^1/_2$: $2^1/_2$	Sandhaltiger Rheinkies Basaltgrus	97	G	309	o : 285 m : 257 u : 277	273	— 7,8 — 16,8 — 10,4	— 11,7
5	Wegüberführung	1 : 3 : 6	Rheinsand Diabassplitt	280	H	215	o : 136 u : 85	102	— 36,7[2] — 60,5[2]	— 52,6[2]
6	Lokomotivschuppenfundament	1 : 7	Mainsand Mainkies	216	H	126	o : 163 u : 199	181	+ 29,4[2] + 57,9[2]	+ 43,7[2]
7	Lokomotivdrehscheibe	1 : 3 : 6	Rheinsand Basaltsplitt	260	H	140	o : 93,6 m : 132 u : 105	110,2	— 32,9 — 5,4 — 24,7	— 21,0
8	Bahnhofsneubau	1 : 5 : 7	Mainsand Basaltgrus	253	G	198	o : 136 m : 169 u : 208	171	— 31,3 — 14,6 + 5,1	— 13,6

Tafel 3. Ergebnisse der vergleichenden Druckversuche nach Graf.

Art der Probekörper		Probekörper aus Balken	Würfel von 30 cm Kantenlänge	Würfel von 20 cm Kantenlänge
Mischung in Rtl.	Alter der Proben	normale Druckfestigkeit in kg/cm²		
1 Zement + 5 Neckarsand Gußbeton	29 Tage	106 (100)	111 (105)	121 (114)
1 Zement + 1,5 Neckarsand + 2 Neckarfeinkies Gußbeton	34 Tage	160 (100)	174 (109)	—
1 Zement + 5 Sand und Feinkies weich angemachter Beton	28 Tage	207 (100)	—	230 (111)

[1] Nur eine Schicht.

[2] In diesen Fällen liegen besondere Verhältnisse vor. vgl. den Text.

[3] In Ermangelung gleichalter Formen gestampfter Probewürfel sind die Probewürfel von Klotz 2 zum Vergleich herangezogen.

3. Die Druckfestigkeit der unteren Schichten der Betonklötze ist, wenn man von einer einzigen unwesentlichen Ausnahme absieht, größer als die Druckfestigkeit der oberen Schichten. Bei dem Aufstampfen üben die auf die oberen Schichten ausgeübten Stampfstöße auch teilweise noch eine Wirkung auf die unteren Schichten aus.

b) Baustelleversuche.

1. Die Druckfestigkeit auch der aus den gleichen wagerechten Schichten der Betonklötze herausgesägten Probewürfel ist oft nicht unwesentlich voneinander verschieden.

2. Die Festigkeit des Betons im Bauwerk ist je nach der Sorgfalt der Ausführung bald größer, bald kleiner

[1] Unter „Mauerwerksfestigkeit" ist die Druckfestigkeit der aus den Betonklötzen herausgesägten Würfel verstanden, während die Druckfestigkeit der in eisernen Formen aufgestampften Probewürfel als „Würfelfestigkeit" bezeichnet ist.

Digitized by Google

als die Würfelfestigkeit, im Durchschnitt aber etwa gleich dieser.

3. Eine größere Druckfestigkeit der unteren Schichten gegenüber den oberen Schichten, wie diese bei den Laboratoriumsversuchen gefunden wurde, ist auch bei den Baustelleversuchen häufig, jedoch nicht allgemein beobachtet worden.

Tafel 4.

Wasserzusatz für die Betonmischungen.

Zustand des Betons beim Anmachen			Erdfeucht	Weich	Flüssig
Art des Kieses	Art des Zementes		Wasserzusatz in %		
Kossebauder Kies	Normaler Portlandzement	A	5,5	10,0	15,5
		B	5,3	9,8	15,0
	Hochwertiger Portlandzement	C	5,2	9,8	15,0
		D	6,2	11,0	16,0
Steinfurther Kies	Normaler Portlandzement	A	6,5	11,8	17,6
		B	6,0	11,5	17,0
	Hochwertiger Portlandzement	C	6,1	11,5	17,0
		D	7,0	12,5	18,0

Tafel 7. Mittlere Raumgewichte der Druckprobekörper.

Zustand des Betons beim Anmachen		Erdfeucht		Weich		Flüssig	
		Mittleres Raumgewicht in g/cm³ nach					
Art des Kieses	Art des Zements	28 Tagen	45 Tagen	28 Tagen	45 Tagen	28 Tagen	45 Tagen
In Formen hergestellte Würfel.							
Kossebauder Kies	A	2,33	2,33	2,29	2,30	2,18	2,16
	B	2,36	2,36	2,24	2,24	2,15	2,14
	C	2,32	2,32	2,27	2,27	2,20	2,18
	D	2,34	2,35	2,30	2,30	2,20	2,20
Steinfurther Kies	A	2,36	2,24	2,23	2,23	2,15	2,13
	B	2,25	2,23	2,20	2,20	2,13	2,12
	C	2,23	2,24	2,22	2,22	2,13	2,12
	D	2,25	2,26	2,23	2,24	2,16	2,16
Aus Balken geschnittene Probekörper.							
Kossebauder Kies	A			2,30	2,30	2,19	2,19
	B			2,27	2,26	2,19	2,17
	C			2,27	2,27	2,21	2,21
	D			2,30	2,30	2,21	2,23
Steinfurther Kies	A			2,28	2,28	2,16	2,16
	B			2,24	2,23	2,15	2,15
	C			2,22	2,21	2,15	2,15
	D			2,28	2,26	2,15	2,16

Tafel 5. Ergebnisse der Normenprüfung der Zemente.

Art des Zements	Raumgewicht in kg/l		Spezifisches Gewicht s		Glühverlust	Mahlfeinheit		Abbindeverhältnisse				Raumbeständigkeit			Festigkeit des Normenmörtels							
						Rückstand in % auf dem Siebe mit									Zugfestigkeit in kg/cm² nach				Druckfestigkeit in kg/cm² nach			
	eingefüllt	eingelaufen	bei der Anlieferung	nach dem Glühen		900 Maschen auf 1 cm²	4900 Maschen auf 1 cm²	Wasserzusatz	Erhärtungsbeginn nach	Abbindezeit	Wärmeerhöhung	Normenprobe	Kochprobe	Darrprobe	3 Tagen Wasserlagerung	7 Tagen Wasserlagerung	28 Tagen Wasserlagerung	28 Tagen kombinierter Lagerung	3 Tagen Wasserlagerung	7 Tagen Wasserlagerung	28 Tagen Wasserlagerung	28 Tagen kombinierter Lagerung
	Rf	Rl			%			%	Stunden	Stunden	Grad											
Normaler Portlandzement A	1,030	1,770	3,060	3,200	3,92	0,7	9,5	26,0	2½	7½	3,0	Bestanden			30,1	31,8	38,8	48,7	299	369	462	517
Normaler Portlandzement B	1,110	1,870	3,090	3,190	2,80	0,1	7,4	26,0	3¼	8½	1,5	Bestanden			26,6	31,4	33,6	40,3	239	319	407	423
Hochwertiger Zement A	1,110	1,840	3,060	3,200	4,36	0,3	9,0	27,0	3	7½	1,9	Bestanden			31,2	32,1	35,9	43,6	306	367	450	496
Hochwertiger Zement B	1,060	1,910	3,090	3,180	2,08	0,5	7,3	26,0	2½	7	1,2	Bestanden			37,4	40,0	42,5	53,4	402	525	626	646

Tafel 6. Ergebnisse der Prüfung der Kiese.

Art des Kieses	Raumgewicht in kg/l			Spezifisches Gewicht	Dichtigkeitsgrad $d = \frac{Rr}{s}$	Undichtigkeitsgrad	Kornzusammensetzung: Rückstand in % zwischen den Sieben mit der übergeschriebenen Maschenweite[4] in mm										Gehalt an abschlämmbaren (lehmigen) Bestandteilen
	eingefüllt	eingelaufen	eingerüttelt				25—15	15—10	10—7	7—5	5—3,5	3,5—2,5	2,5—1,5	1,5—0,75	0,75—0,2	0,2—0	
	Rf	Rl[3]	Rr[3]	s[2]		u = 1 − d											%
Kossebauder Kies	1,520[1]	1,780	2,020	2,590	0,780	0,220	5,8	7,4	7,4	4,2	5,8	11,7	6,4	16,5	33,2	1,6	0,6
Steinfurther Kies	1,350[2]	1,750	2,010	2,590	0,780	0,220	8,9	3,5	4,8	2,6	4,4	4,9	4,0	12,9	45,6	8,4	1,6

[1] Ermittelt am grubenfeuchten Material. Wassergehalt 3,0%.

[2] Ermittelt am grubenfeuchten Material. Wassergehalt 4,4%.

[3] Ermittelt am trockenen Material.

[4] Die Siebe mit 0,2, 0,75, 1,5, 2,5, 3,5 mm Maschenweite entsprechen den Sieben mit 900, 64, 16, 9, 4 Maschen auf 1 cm².

Weitere Versuche wurden später von Graf[1] ausgeführt. Sie erstreckten sich auf in eisernen Formen gefertigte Betonwürfel von 20 und 30 cm Kantenlänge und

[1] O. Graf: Widerstandsfähigkeit der Druckzone von Eisenbetonkörpern, welche auf Biegung beansprucht sind, Heft E der Mitteilungen des Deutschen Ausschusses für Eisenbeton. Verlag W. Ernst & Sohn.

Digitized by Google

würfelförmige Körper von 30 cm Kantenlänge, die aus in Holzformen hergestellten Betonblöcken geschnitten waren. Die Mittelwerte der bei den Versuchen gewonnenen Ergebnisse sind in Tafel 3 verzeichnet. Aus ihnen ist zu ersehen, daß die aus den Blöcken herausgearbeiteten Probekörper durchschnittlich etwas geringere Druckfestigkeiten lieferten als die Würfel. Diese zum Teil sich widersprechenden Prüfungsbefunde gaben Veranlassung, weitere Versuche ähnlicher Art auszuführen, um Aufklärung über das Verhältnis der Würfelfestigkeit zur Festigkeit des Betons im Bauwerk zu gewinnen; insbesondere sollte hierbei auch das Verhalten der hochwertigen Zemente untersucht werden. Den Versuchen lag folgender Arbeitsplan zugrunde:

A. Probestoffe.

1. Zwei normale Portlandzemente, nachstehend mit A und B bezeichnet.

2. Zwei hochwertige Portlandzemente, nachstehend mit C und D bezeichnet.

3. Kossebauder Kies.

4. Steinfurther Grubenkies.

B. Umfang der Versuche.

1. Prüfung der Zemente nach den Normen.

2. Prüfung der Kiese auf

a) Raumgewicht, spezifisches Gewicht, Gehalt an Hohlräumen;

Tafel 8. Ergebnisse der Prüfung der Betonmischungen auf Druckfestigkeit. — Normale Portlandzemente. Probekörper: Würfel von 20 cm Kantenlänge.

Art des Zementes			Normaler Portlandzement A			Normaler Portlandzement B		
Art des Kieses	Zustand des Betons beim Anmachen	Art der Probekörper	Versuch Nr.	Druckfestigkeit kg/cm² nach 28 Tagen	45 Tagen	Versuch Nr.	Druckfestigkeit nach 28 Tagen	45 Tagen
Koosebauder Kies	Erdfeucht	Würfel in eisernen Formen hergestellt	1	344	341	1	344	375
			2	372	382	2	382	372
			3	375	344	3	351	369
			Mittel	**364**	**356**	Mittel	**359**	**372**
	Weich	Würfel in eisernen Formen hergestellt	1	258	260	1	202	201
			2	241	263	2	199	218
			3	232	263	3	197	211
			Mittel	**244**	**262**	Mittel	**199**	**210**
		Würfel aus Balken geschnitten	1	215	250	1	186	213
			2	228	254	2	179	202
			3	210	230	3	184	191
			Mittel	**218**	**245**	Mittel	**183**	**202**
	Flüssig	Würfel in eisernen Formen hergestellt	1	107	116	1	116	123
			2	109	118	2	112	119
			3	112	117	3	123	128
			Mittel	**109**	**117**	Mittel	**117**	**123**
		Würfel aus Balken geschnitten	1	111	128	1	119	132
			2	107	124	2	118	135
			3	113	124	3	122	128
			Mittel	**110**	**125**	Mittel	**120**	**132**
Steinfurther Kies	Erdfeucht	Würfel in eisernen Formen hergestellt	1	262	254	1	268	260
			2	241	247	2	264	282
			3	255	261	3	277	263
			Mittel	**253**	**254**	Mittel	**270**	**268**
	Weich	Würfel in eisernen Formen hergestellt	1	210	215	1	176	193
			2	212	218	2	183	202
			3	206	222	3	193	198
			Mittel	**209**	**218**	Mittel	**184**	**198**
		Würfel aus Balken geschnitten	1	184	208	1	157	177
			2	192	203	2	149	189
			3	198	208	3	144	183
			Mittel	**191**	**206**	Mittel	**150**	**183**
	Flüssig	Würfel in eisernen Formen hergestellt	1	117	126	1	98	117
			2	113	127	2	97	107
			3	113	123	3	101	113
			Mittel	**114**	**125**	Mittel	**99**	**112**
		Würfel aus Balken geschnitten	1	114	130	1	112	131
			2	116	125	2	102	130
			3	112	122	3	106	127
			Mittel	**114**	**126**	Mittel	**107**	**129**

Digitized by Google

b) Kornzusammensetzung;

c) Gehalt an abschlämmbaren Bestandteilen.

3. Herstellung von Blöcken von 150 × 20 × 20 cm in Holzschalung aus weich angemachtem Beton und von Würfeln von 20 cm Kantenlänge in eisernen Formen aus erdfeucht, weich und flüssig angemachtem Beton in folgenden Mischungen:

a) 1 Rtl. Zement + 4 Rtl. Kossebauder Kies;

b) 1 Rtl. Zement + 4 Rtl. Steinfurther Kies.

4. Herausschneiden von Würfeln von 20 cm Kantenlänge aus den Betonblöcken und Abgleichen der Druckflächen mit Zementmörtel.

5. Prüfung der in eisernen Formen hergestellten und der aus den Blöcken geschnittenen Würfel auf Druckfestigkeit bei 28 und 45 Tagen Alter.

Der Druck ist senkrecht zur Stampfrichtung bzw. Einfüllrichtung auszuüben. Die Probekörper lagern, gegen Regen geschützt, im Freien und werden vom 2. bis 7. Tage täglich einmal angenäßt[1].

Die für die Versuche erforderlichen Probestoffe wurden aus dem Handel bezogen.

Die Probekörper wurden in der Zeit vom 3. bis 14. August 1926 hergestellt.

Hierbei wurden den nach Raumteilen zu mischenden Stoffen die im 10-l-Gefäß ermittelten Raumgewichte zugrunde gelegt, und zwar wurden an Stelle eines Liters verarbeitet für

[1] Die Würfel sind an den Tagen, an denen die Körper für die Druckprobe aus den Blöcken herausgeschnitten und ihre Druckflächen abgeglichen werden, anzunässen.

Tafel 9. Ergebnisse der Prüfung der Betonmischungen auf Druckfestigkeit. — Hochwertige Portlandzemente. Probekörper: Würfel von 20 cm Kantenlänge.

Art des Zementes			Hochwertiger Portlandzement C			Hochwertiger Portlandzement D		
Art des Kieses	Zustand des Betons beim Anmachen	Art der Probekörper	Versuch Nr.	Druckfestigkeit nach 28 Tagen	Druckfestigkeit nach 45 Tagen	Versuch Nr.	Druckfestigkeit nach 28 Tagen	Druckfestigkeit nach 45 Tagen
Kossebauder Kies	Erdfeucht	Würfel in eisernen Formen hergestellt	1	341	330	1	355	424
			2	303	334	2	424	400
			3	292	341	3	372	365
			Mittel	**312**	**335**	Mittel	**384**	**396**
	Weich	Würfel in eisernen Formen hergestellt	1	221	218	1	269	285
			2	201	236	2	274	299
			3	220	238	3	276	286
			Mittel	**214**	**231**	Mittel	**273**	**290**
		Würfel aus Balken geschnitten	1	175	214	1	241	262
			2	161	209	2	231	290
			3	173	202	3	243	267
			Mittel	**170**	**208**	Mittel	**238**	**273**
	Flüssig	Würfel in eisernen Formen hergestellt	1	114	124	1	150	165
			2	113	128	2	142	167
			3	109	127	3	147	164
			Mittel	**112**	**126**	Mittel	**146**	**165**
		Würfel aus Balken geschnitten	1	110	130	1	152	169
			2	104	128	2	150	162
			3	96	127	3	139	176
			Mittel	**103**	**128**	Mittel	**147**	**169**
Steinfurther Kies	Erdfeucht	Würfel in eisernen Formen hergestellt	1	275	271	1	311	320
			2	276	278	2	299	289
			3	285	287	3	311	299
			Mittel	**279**	**279**	Mittel	**307**	**303**
	Weich	Würfel in eisernen Formen hergestellt	1	210	231	1	268	284
			2	208	225	2	271	276
			3	211	221	3	264	273
			Mittel	**210**	**226**	Mittel	**268**	**278**
		Würfel aus Balken geschnitten	1	169	195	1	239	254
			2	170	200	2	226	244
			3	184	201	3	225	253
			Mittel	**174**	**199**	Mittel	**230**	**250**
	Flüssig	Würfel in eisernen Formen hergestellt	1	109	116	1	169	172
			2	107	112	2	173	179
			3	107	118	3	170	181
			Mittel	**108**	**115**	Mittel	**171**	**177**
		Würfel aus Balken geschnitten	1	100	115	1	167	176
			2	105	124	2	162	181
			3	100	116	3	171	170
			Mittel	**102**	**118**	Mittel	**167**	**176**

Digitized by Google

den normalen Portlandzement A . . . . . 1,080 kg
den normalen Portlandzement B . . . . . 1,140 „
den hochwertigen Portlandzement C . . . . . 1,160 „
den hochwertigen Portlandzement D . . . . . 1,120 „
den Kossebauder Kies (mit 3,0% Wassergehalt). 1,520 „
den Steinfurther Kies (mit 4,4% Wassergehalt . 1,380 „

Zement und Kies wurden in der Mischmaschine Bauart Hüser zunächst $^1/_2$ Min. trocken und nach Zusatz der durch Vorversuche bestimmten Wassermenge noch 2 Min. naß gemischt.

Der Wasserzusatz wurde so gewählt, daß der Beton erdfeuchte oder weiche oder flüssige Beschaffenheit erlangte.

Die Wasserzusätze sind aus Tafel 4 ersichtlich.

Der weich angemachte Beton für die Blöcke wurde

Tafel 10. Zusammenstellung der Mittelwerte nach Tafel 6 und 7; Verhältniszahlen.

Art des Zementes			Normaler Portlandzement				Hochwertiger Portlandzement			
			A		B		C		D	
Art des Kieses	Zustand des Betons beim Anmachen	Art der Probekörper	Mittlere Druckfestigkeit in kg/cm² nach							
			28 Tagen	45 Tagen	28 Tagen	45 Tagen	28 Tagen	45 Tagen	28 Tagen	45 Tagen
Kossebauder Kies	Erdfeucht	Würfel in eisernen Formen hergestellt	364	356	359	372	312	335	384	396
	Weich	Würfel in eisernen Formen hergestellt	244	262	199	210	214	231	273	290
		Würfel aus Balken geschnitten	218	245	183	202	170	208	238	273
	Flüssig	Würfel in eisernen Formen hergestellt	109	117	117	123	112	126	146	165
		Würfel aus Balken geschnitten	110	125	120	132	103	128	147	169
Steinfurther Kies	Erdfeucht	Würfel in eisernen Formen hergestellt	253	254	270	268	279	279	307	303
	Weich	Würfel in eisernen Formen hergestellt	209	218	184	198	210	226	268	278
		Würfel aus Balken geschnitten	191	206	150	183	174	199	230	250
	Flüssig	Würfel in eisernen Formen hergestellt	114	125	99	112	108	115	171	177
		Würfel aus Balken geschnitten	114	126	107	129	102	118	167	176

Verhältniszahlen[1].

Vergleich der Werte für erdfeuchten Beton mit denen des weichen resp. flüssigen Betons; Festigkeit des erdfeuchten Betons = 100 gesetzt. Vergleich der Werte der Würfel mit denen der aus Balken geschnittenen Probekörper; Festigkeit der Würfel = 100 gesetzt

Kossebauder Kies	Erdfeucht	Würfel in eisernen Formen hergestellt	100	100	100	100	100	100	100	100
	Weich	Würfel in eisernen Formen hergestellt	67 **100**	74 **100**	55 **100**	57 **100**	69 **100**	69 **100**	71 **100**	73 **100**
		Würfel aus Balken geschnitten	60 **89**	69 **94**	51 **92**	54 **96**	55 **80**	62 **86**	62 **87**	69 **94**
	Flüssig	Würfel in eisernen Formen hergestellt	30 **100**	33 **100**	33 **100**	33 **100**	36 **100**	38 **100**	38 **100**	42 **100**
		Würfel aus Balken geschnitten	30 **101**	35 **107**	33 **103**	36 **107**	33 **92**	38 **101**	38 **101**	43 **102**
Steinfurther Kies	Erdfeucht	Würfel in eisernen Formen hergestellt	100	100	100	100	100	100	100	100
	Weich	Würfel in eisernen Formen hergestellt	83 **100**	86 **100**	67 **100**	74 **100**	73 **100**	81 **100**	87 **100**	92 **100**
		Würfel aus Balken geschnitten	76 **91**	81 **94**	56 **82**	68 **92**	62 **83**	71 88	75 **86**	83 **90**
	Flüssig	Würfel in eisernen Formen hergestellt	45 **100**	49 **100**	37 **100**	42 **100**	39 **100**	41 **100**	56 **100**	58 **100**
		Würfel aus Balken geschnitten	45 **100**	50 **101**	40 **108**	48 **115**	37 **94**	42 **103**	54 **98**	58 **99**

[1] Die fettgedruckten Zahlen sind die Verhältniszahlen der Werte für in Formen hergestellte und aus Balken geschnittene Würfel.

Digitized by Google

schichtenweise in Holzformen gebracht, der flüssig angemachte in die Formen eingefüllt.

Der erdfeuchte und weiche Beton für die Würfel wurde schichtenweise in eisernen Formen gemäß den „Bestimmungen für Druckversuche an Würfeln bei Ausführung von Bauwerken aus Beton und Eisenbeton" gestampft, der flüssige unter Durcharbeiten mit einem Spatel in eiserne Formen eingefüllt.

Sämtliche Probekörper wurden nach etwa 24 Stunden entformt und lagerten noch weitere 24 Stunden auf der Unterlage. Sodann wurden sie ins Freie gebracht.

Die Balken wurden bei 14 Tagen Alter in Würfel von 20 cm Kantenlänge zerlegt und die Druckfläche mit Zementmörtel 1 : 1 abgeglichen. Die Probekörper wurden nach dem Erhärten der Abgleichschichten ebenso wie die übrigen im Freien gelagert.

Bei 28 und 45 Tagen Alter wurden die Körper der Druckprobe unterzogen.

Die Zemente wurden nach den Normen und die Kiese auf ihre Materialeigenschaften untersucht.

Die Versuchsergebnisse sind in den Tafeln 5 bis 9 verzeichnet, und zwar enthält Tafel 5 die Ergebnisse der Normenprüfung der Zemente, Tafel 6 die Ergebnisse der Untersuchung der Kiese, Tafel 7 die Raumgewichte der Druckprobekörper, Tafel 8 und 9 die Ergebnisse der Druckversuche.

Die 4 Zemente sind langsambindend und entsprechen den in den Normen für Portlandzement bzw. den in den ministeriellen Bestimmungen des Deutschen Ausschusses für Eisenbeton enthaltenen Bedingungen. Der normale Portlandzement A könnte nach seinen Festigkeitseigenschaften ebenfalls zu den hochwertigen Zementen gerechnet werden.

Die beiden Kiese sind gemischtkörnig, rein und haben gleichen Gehalt an Hohlräumen. In der Kornzusammensetzung unterscheiden sie sich, wie aus dem Verlauf der die einzelnen Kornfraktionen darstellenden Schaulinien in Abb. 1 hervorgeht, nur wenig. Nur hat der Steinfurther Kies etwas mehr Feinkorn (Durchgang durch das 900-Maschinensieb) als der Kossebauder Kies (8,4 gegen 1,6%).

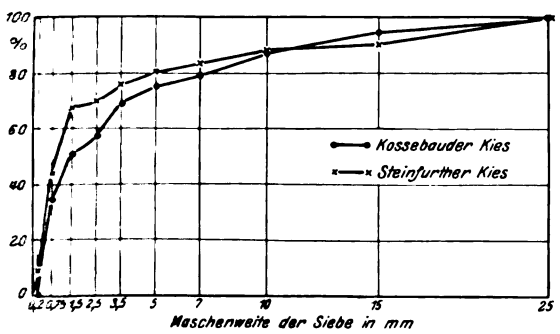


Abb. 1.

Aus den Raumgewichtswerten (Tafel 7) geht hervor, daß das Raumgewicht mit steigendem Wasserzusatz abnimmt. Die Unterschiede in dem Raumgewicht der in Würfeln hergestellten und aus Blöcken geschnittenen Probekörper sind, soweit solche überhaupt vorhanden sind, gering. Die Würfel aus flüssigem Beton haben ein etwas geringeres Raumgewicht als die aus Balken geschnittenen Körper.

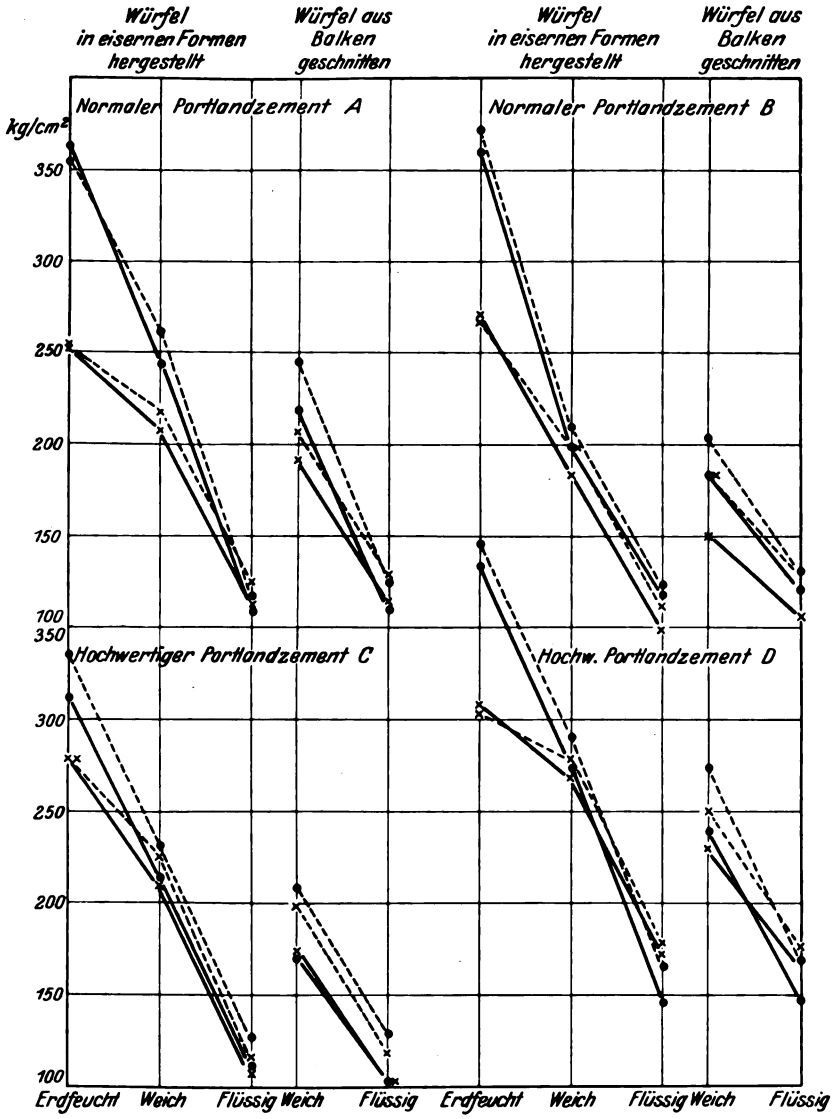


Abb. 2.

Aus den Ergebnissen der Druckversuche mit Beton, deren Mittelwerte zwecks besserer Übersicht in Tafel 10 wiedergegeben und in Abb. 2 zeichnerisch dargestellt sind, ist folgendes zu ersehen:

Von den 4 Zementen liefert der hochwertige Zement D, entsprechend seinen höchsten Normenfestigkeiten, die größten Betonfestigkeiten. Etwas geringere, jedoch unter sich wenig verschiedene Festigkeiten ergeben der normale Portlandzement A und der hochwertige Portlandzement C, der normale Portlandzement B die niedrigsten Festigkeiten. In der Mischung mit dem höchsten Wasserzusatz werden die Unterschiede in der Festigkeit der 3 letztgenannten Zemente etwas geringer und verschwinden zum Teil völlig.

Digitized by Google

Mit steigendem Wasserzusatz verringert sich die Festigkeit des Betons, ein Ergebnis, das lediglich das aller ähnlichen Versuche bestätigt. Das Verhältnis der Druckfestigkeit des erdfeuchten Betons zu der des weichen und flüssigen stellt sich durchschnittlich wie folgt:

	nach 28 Tagen	nach 45 Tagen
für Kossebauder Kies	100 : 65 : 32	100 : 70 : 37
für Steinfurther Kies	100 : 78 : 44	100 : 83 : 48

Das Verhältnis bessert sich also mit zunehmendem Alter der Probekörper. Es ist für den Steinfurther Kies etwas günstiger als für den Kossebauder Kies.

Von den 4 Zementen verhalten sich bezüglich des Einflusses des Wasserzusatzes durchschnittlich der normale Portlandzement B am ungünstigsten und der hochwertige Portlandzement D am günstigsten.

Die Festigkeit der in Formen hergestellten Probekörper ist bei dem weich angemachten Beton in allen Fällen, also für alle 4 Zemente, die beiden Kiese und die beiden Wasserzusätze, höher als die der aus den Balken geschnittenen Körper. Das Verhältnis dieser beiden Festigkeiten, also der Würfelfestigkeit und der Betonfestigkeit, zueinander, beträgt durchschnittlich

	nach 28 Tagen	nach 45 Tagen
für Kossebauder Kies	100 : 87	100 : 94
für Steinfurther Kies	100 : 86	100 : 91

Hiernach ist also die Betonfestigkeit für beide Kiese nach 28 Tagen um 13 bzw. 14% und nach 45 Tagen um 6 bzw. 9% geringer als die Würfelfestigkeit.

Bei dem flüssigen Beton ist der Unterschied zwischen beiden Festigkeiten für alle 4 Zemente nur sehr gering. Das durchschnittliche Verhältnis der beiden Festigkeiten zueinander ergibt sich

	nach 28 Tagen	nach 45 Tagen
für Kossebauder Kies	100 : 94	100 : 104
für Steinfurther Kies	100 : 100	100 : 102

Die beiden Festigkeiten sind also im wesentlichen einander gleich.

Allgemein läßt sich nach dem vorliegenden Prüfungsbefund folgern, daß bei vorschriftsmäßiger Herstellung der Probekörper in Formen und bei sachgemäßer Ausführung des Betonbauwerks die Würfelfestigkeit, falls der Beton weich angemacht, etwas höher ist als die Betonfestigkeit, und, falls er flüssig angemacht wird, gleich ist der Betonfestigkeit.

Etwas über Mörtelsande.

Von **H. Burchartz**[1].

I. Rheinsand im Vergleich mit Normensand.

Eine Zementfabrik beantragte die Prüfung ihres hochwertigen Zementes nach den Normen und darüber hinaus auf Mörtelfestigkeit in der Mischung 1 : 3 (nach Gewichtsteilen) mit Rheinsand. Für letztere Untersuchung wurde von der Firma Lorenz Menz, Mainz-Castell, Rheinsand bezogen (nachstehend mit I bezeichnet) und nach dem Trocknen und Absieben auf dem Siebe von 5 mm Maschenweite zur Herstellung der Probekörper für die Festigkeitsversuche verwendet.

Wider Erwarten lieferte, wie aus den Zahlen der Reihen 1 und 2 in Tafel 1, in der die Durchschnittswerte der vorgenommenen Festigkeitsversuche verzeichnet sind, zu ersehen ist, der Mörtel aus Rheinsand, wenigstens zum Teil, geringere Werte als der aus Normensand. Dieses Ergebnis gab Veranlassung, die Festigkeitsversuche mit einem anderen Rheinsand, und zwar einem solchen, der von dem Laboratorium des Vereins Deutscher Portlandzementfabrikanten, Karlshorst, zur Verfügung gestellt wurde (nachstehend mit II bezeichnet), zu wiederholen.

[1] Original: Zement 15, Nr. 20, S. 356/59 (1926).

Der Mörtel aus diesem Rheinsand ergab wesentlich höhere Festigkeiten als der aus Rheinsand I (s. Reihe 3 in Tafel 1).

Schließlich wurden auch noch Festigkeitsversuche mit einem Rheinsand ausgeführt, der alten Beständen des Materialprüfungsamtes entstammte (nachstehend mit III bezeichnet).

Die Ergebnisse dieser Versuche, die gleichfalls in Tafel 1 (Reihe 4) enthalten sind, sind noch günstiger als die der mit Rheinsand I und auch sogar als die der mit Rheinsand II ausgeführten.

Zur besseren Übersicht sind die Festigkeitswerte in Abb. 1 zeichnerisch dargestellt.

Um Aufklärung über das unterschiedliche Verhalten der 3 Rheinsande zu gewinnen, wurden diese auf Dichtigkeitsverhältnisse und Kornzusammensetzung untersucht. Die Ergebnisse dieser Prüfungen sind in Tafel 2 verzeichnet und die der Siebversuche außerdem in Abb. 2 zeichnerisch dargestellt, und zwar als die Durchgänge durch die einzelnen Siebe.

Setzt man statt der Maschenzahl der zur Prüfung benutzten Siebe deren Maschenweite, so liegen die nach

Tafel 1. Ergebnisse der Festigkeitsversuche mit Mörtel aus Normensand und Rheinsand (1 : 3).
Mittelwerte aus je 10 Zug- und 5 Druckproben.

Versuchsreihe Nr.	Art des Sandes	Wasserzusatz %	Zugfestigkeit in kg/cm² nach 2 Tagen Wasserlagerung	3 Tagen Wasserlagerung	7 Tagen Wasserlagerung	28 Tagen Wasserlagerung	28 Tagen komb. Lagerung	Druckfestigkeit in kg/cm² nach 2 Tagen Wasserlagerung	3 Tagen Wasserlagerung	7 Tagen Wasserlagerung	28 Tagen Wasserlagerung	28 Tagen komb. Lagerung
1	Normensand	8,0	35,1	37,4	39,0	39,3	51,9	491	551	602	671	682
2	Rheinsand I	7,0	37,1	39,3	38,5	40,8	57,9	476	558	594	636	783
3	Rheinsand II	7,0	41,1	47,4	51,4	52,4	69,7	547	656	753	757	810
4	Rheinsand III	7,0	45,3	46,6	52,3	55,2	72,2	720	821	901	987	1023

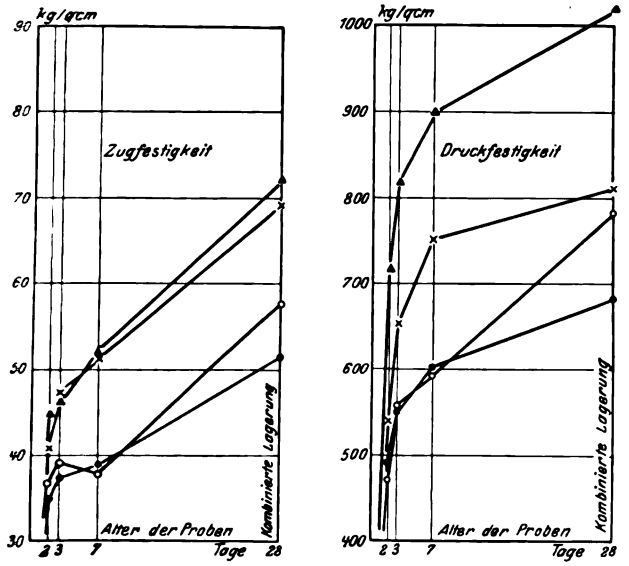
Digitized by Google

Tafel 2. Ergebnisse der Prüfung der Rheinsande[1] auf Dichtigkeitsverhältnisse und Kornzusammensetzung.
Mittelwerte aus je zwei Einzelversuchen.

Art des Sandes	Raumgewicht in kg/l		Spezifisches Gewicht	Dichtigkeitsgrad	Undichtigkeitsgrad	Kornzusammensetzung[2]							
	eingelaufen	eingerüttelt				Durchgang durch das feinste Sieb	Rückstand in % auf den Sieben mit der übergeschriebenen Anzahl Maschen auf 1 cm²						mit der Maschenweite von 5 mm
	Rl	Rr	s	$\frac{Rr}{s} = d$	1 − d = u	%	900	324	120	60	16	4	
Rheinsand I	1,540	1,750	2,632	0,670	0,330	2,0	98,0	78,0	19,4	6,0	1,4	0,2	0,0
							2,0	**20,0**	**58,6**	**13,4**	**4,6**	**1,2**	**0,2**
Rheinsand II	1,630	1,870	2,661	0,700	0,300	2,0	98,0	78,0	47,6	33,6	19,6	5,0	0,0
							2,0	**20,0**	**30,4**	**14,0**	**14,0**	**14,6**	**5,0**
Rheinsand III	1,710	1,910	2,673	0,720	0,280	2,1	97,9	91,9	65,4	47,6	29,4	8,0	0,0
							2,1	**6,0**	**26,5**	**17,8**	**18,2**	**21,4**	**8,0**

der Siebanalyse gewonnenen Kornfraktionen der 3 Rheinsande im wesentlichen innerhalb folgender Korngrößenordnungen (abgerundet):

	0,2—0,3 mm	0,3—0,6 mm	0,6—1 mm	1—1,7 mm	1,7—5 mm
Rheinsand I	22%	59%	13%	5%	1%
„ II	22%	30%	14%	14%	20%
„ III	8%	27%	18%	18%	30%



● Normensand, ○ Rheinsand I, × Rheinsand II, ▲ Rheinsand III.
Abb. 1. Ergebnisse der Festigkeitsversuche nach Tafel 1.

Diese Kornanteile sind in Abb. 3 zeichnerisch dargestellt.

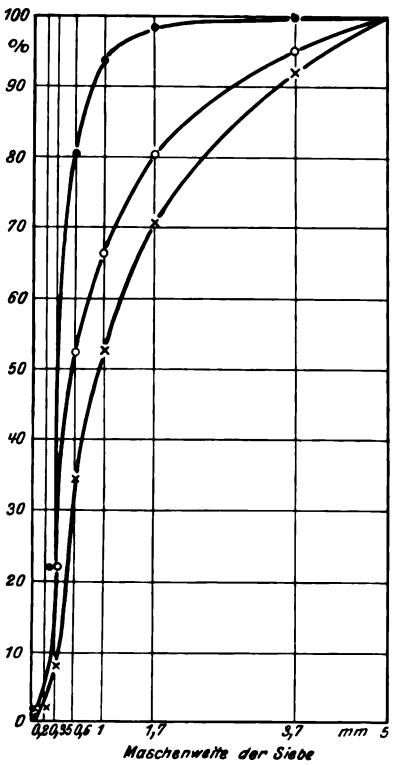
Zunächst geht aus Tafel 2 ohne weiteres hervor, daß die Rheinsande verschiedenen Dichtigkeitsgrad bzw. verschiedenen Gehalt an Hohlräumen aufweisen, und zwar ist Rheinsand I am wenigsten dicht ($u = 0{,}330$)[3], II etwas dichter ($u = 0{,}300$) und III am dichtesten ($u = 0{,}280$). Ferner ist zu ersehen, daß die Sande auch in ihrer Kornzusammensetzung sehr verschieden sind. In Rheinsand I überwiegt das feine Korn; rund 80% liegen zwischen 0,2 und 0,6 mm und rund 20% zwischen 0,6 und 5 mm.

[1] Die Sande wurden vor der Prüfung getrocknet und auf einem Siebe von 5 mm Maschenweite abgesiebt; der Rückstand wurde ausgehalten.

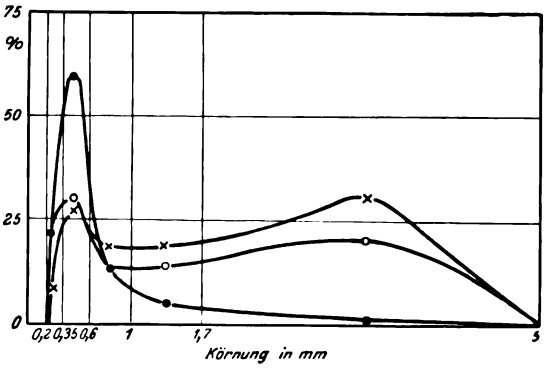
[2] Die fettgedruckten Zahlen bedeuten die Rückstände zwischen je zwei Sieben.

[3] Rheinsand I entspricht hinsichtlich der Dichtigkeitsverhältnisse annähernd dem Normensand. Der Dichtigkeitsgrad von Normensand beträgt nämlich im Mittel 0,640 und der Undichtigkeitsgrad 0,360.

Rheinsand II ist etwas gröber; rund 50% liegen zwischen 0,2 und 0,6 mm und rund 50% zwischen 0,6 und 5 mm. Rheinsand III ist am gröbsten; rund 35% liegen zwischen 0,2 und 0,6 mm und rund 65% zwischen 0,6 und 5 mm.



● Rheinsand I, ○ Rheinsand II, × Rheinsand III.
Abb. 2. Kornzusammensetzung der Rheinsande nach Tafel 2 (Durchgänge durch die Siebe).
Siebe mit. . . 900 324 120 60 16 4 Maschen/qcm
Maschenweite . 0,2 0,35 0,6 1,0 1,7 3,7 mm.



● Rheinsand I, ○ Rheinsand II, × Rheinsand III.
Abb. 3. Darstellung der Kornanteile nach Körnungen in mm (Rückstände zwischen den Sieben).

Digitized by Google

Aus diesem Prüfungsbefunde erklärt sich ohne weiteres der Unterschied in den Ergebnissen der Festigkeitsversuche. Mit steigendem Dichtigkeitsgrade verbessern sich die Mörtelfestigkeiten. Der dichteste und dabei im wesentlichen grobkörnige Sand liefert die höchsten Festigkeiten.

Diese Ergebnisse lehren, daß der Begriff „Rheinsand" durchaus kein einheitliches Material darstellt und Rheinsande je nach ihrer Gewinnungsstelle in Kornzusammensetzung und Dichtigkeitsverhältnissen sehr verschieden sein können. Sie mahnen zu der Vorsicht, Sand, auch wenn er als Rheinsand geliefert ist, nicht ohne Vorprüfung zu Versuchszwecken zu verwenden.

II. Einfluß des Zusatzes von Steinmehl zu Sand.

Nachstehender Fall ist deshalb für die Allgemeinheit von Belang, weil er zeigt, daß Sande mit sehr hohem Dichtigkeitsgrad, also sehr geringem Gehalt an Hohlräumen, unter Umständen geringere Mörtelfestigkeiten liefern können als solche mit geringem Dichtigkeitsgrad.

Eine Baubehörde wünschte die Untersuchung des für den Bau einer Talsperre in Aussicht genommenen, in seiner Kornzusammensetzung an sich nicht günstigen Grubensandes (Quarzsand) daraufhin, wie dieser durch Mischen mit anderen Sanden verbessert werden könne.

Da natürliche Sande für diesen Zweck nicht zur Verfügung standen, sollte die Verbesserung des Grubensandes durch Zusatz von Sand versucht werden, der durch Zerkleinern von Naturgestein gewonnen war. Hierfür kamen in Frage Diabas und Kalkstein.

Aus diesen Gesteinen wurden demzufolge zunächst Sande in der Weise hergestellt, daß Gesteinstücke in einem Walzwerk bzw. einer Kugelmühle zerkleinert und die gewonnenen Sande auf einem Siebe von 7 mm Maschenweite abgesiebt wurden. Der auf dem Siebe verbleibende Rückstand wurde ausgehalten. Die beiden so erzeugten Sande wurden dann jeder für sich mit dem Grubensand in verschiedenen Mengenverhältnissen (nach Raumteilen) gemischt und das Raumgewicht der einzelnen Gemische festgestellt. Das Gemisch mit dem höchsten Raumgewicht wurde als das günstigste, d. h. dichteste angesehen. Als solches ergab sich für den Diabassand das Gemisch

3 Rtl. Diabassand + 1 Rtl. Grubensand[1] (Mischung a)

und für den Kalksteinsand das Gemisch

2 Rtl. Kalksteinsand + 1 Rtl. Grubensand

(Mischung b).

Diese Gemische wurden auf Dichtigkeitsgrad und Kornzusammensetzung und ferner im Vergleich mit Normensand in der Mischung 3 : 1 mit Portlandzement (nach Gewichtsteilen) auf Mörtelfestigkeit (Druckfestigkeit) nach 28 Tagen kombinierter Lagerung geprüft. Die Ergebnisse sämtlicher Prüfungen sind in Tafel 3 und 4 verzeichnet.

Die Behörde wünschte nunmehr durch Versuche festgestellt zu haben, ob es nicht möglich wäre, die gewonnenen Gemische, deren Dichtigkeitsgrad gegenüber dem eines guten Mörtelsandes immerhin noch ungünstig war (der Dichtigkeitsgrad der Mischung a war 0,720, der der Mischung b 0,740)[2], durch Zusatz von Steinmehl in der Körnung 0 bis 0,5 mm dichter zu machen, und zwar

Tafel 3. Ergebnisse der Prüfung der Sandgemische[1] auf Dichtigkeitsverhältnisse und Kornzusammensetzung. Mittelwerte aus je zwei Einzelversuchen.

Art des Sandes	Raumgewicht in kg/l		Spezifisches Gewicht	Dichtigkeitsgrad $\frac{Rr}{s} = d$	Undichtigkeitsgrad $1 - d = u$	Kornzusammensetzung[2]							
	eingelaufen Rl	eingerüttelt Rr	s			Durchgang durch das feinste Sieb %	Rückstand in % auf den Sieben mit der übergeschriebenen Anzahl Maschen auf 1 qcm 900	324	120	60	16	4	mit der Maschenweite von 7 mm
Gemisch aus 3 Rtl. Diabassand + 1 Rtl. Grubensand (Mischung a)	1,600	1,930	2,670	0,720	0,280	12,8	87,2	81,3	66,9	57,5	37,1	16,1	0,0
							12,8	**5,9**	**14,4**	**9,4**	**20,4**	**21,0**	**16,1**
Gemisch aus 2 Rtl. Kalksteinsand + 1 Rtl. Grubensand (Mischung b)	1,630	1,930	2,610	0,740	0,260	8,3	91,7	87,5	71,9	61,3	42,8	21,6	0,0
							8,3	**4,2**	**15,6**	**10,6**	**18,5**	**21,2**	**21,6**
$66^2/_3$% Mischung a + $33^1/_3$% Diabasmehl[3]	1,700	2,150	2,648	0,810	0,190	29,1	70,9	65,0	57,0	50,4	36,4	13,9	0,0
							29,1	**5,9**	**8,0**	**6,6**	**14,0**	**22,5**	**13,9**
$66^2/_3$% Mischung b + $33^1/_3$% Kalksteinmehl[3]	1,700	2,170	2,574	0,840	0,160	28,6	71,4	66,0	56,7	49,8	35,8	19,4	0,0
							28,6	**5,4**	**9,3**	**6,9**	**14,0**	**16,4**	**19,4**

[1] Kiessand, Diabas- und Kalksteinsand wurden vor der Prüfung auf einem Siebe von 7 mm Maschenweite abgesiebt; der Rückstand wurde ausgehalten.

[2] Die fettgedruckten Zahlen bedeuten die Rückstände zwischen je zwei Sieben.

[3] Das Diabas- und Kalksteinmehl wurden gewonnen, indem Diabas- und Kalksteinsand in einer Kugelmühle soweit zerkleinert wurden, daß die gewonnenen Körnungen zwischen 0,0 und 0,5 mm lagen.

sollte der Mischung a Diabasmehl und der Mischung b Kalksteinmehl zugesetzt werden.

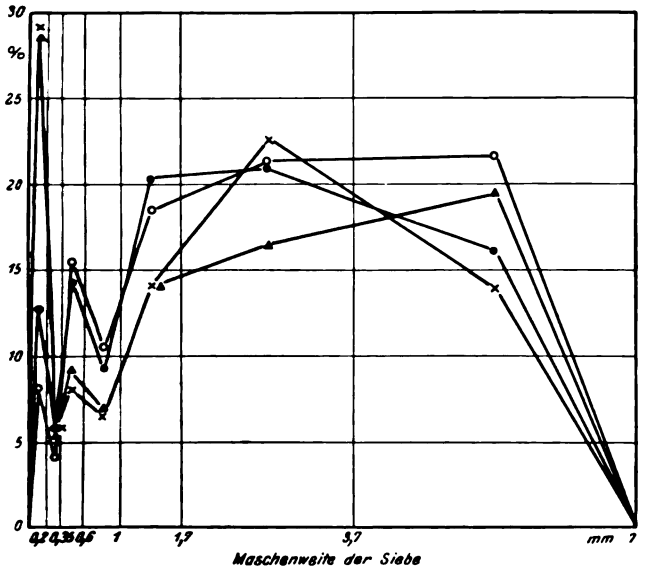
[1] Der Grubensand war ebenfalls auf einem Siebe mit 7 mm Maschenweite abgesiebt. Der Sand war für die Versuche vorher getrocknet.

[2] Der Dichtigkeitsgrad guter Mörtelsande sollte mindestens 0,750, deren Undichtigkeitsgrad also höchstens 0,250 betragen.

Digitized by Google

Die dahingehenden Versuche wurden mit den durch Zerkleinern des Diabas- und Kalksteinsandes in einer Kugelmühle gewonnenen Mehlen der geforderten Körnung vorgenommen und führten zu über Erwarten günstigen Ergebnissen, und zwar erzielte man für die beiden Mischungen a und b durch Zusatz von Diabas- bzw. Kalksteinmehl im Verhältnis 2 : 1 (nach Raumteilen) Sand mit einem Undichtigkeitsgrad von nur 0,190 bzw. 0,160.

Die Dichtigkeitsverhältnisse und Kornzusammensetzung der beiden Gemische sind aus Tafel 3 ersichtlich und letztere zur leichteren Übersicht in Abb. 4 zeichnerisch dargestellt. Mit Mörteln aus beiden Sanden und



● Mischung a, ○ Mischung b, × Gemisch aus 66⅔% Mischung a + 33⅓% Diabasmehl, ▲ Gemisch aus 66⅔% Mischung b + 33⅓% Kalksteinmehl.

Abb. 4. Darstellung der Kornzusammensetzung der Sande ohne und mit Steinmehlzusatz (Rückstand zwischen den Sieben).

Portlandzement im Verhältnis 3 : 1 wurden ebenfalls Festigkeitsversuche im Vergleich mit Normensandmörtel ausgeführt. Die Ergebnisse dieser Versuche sind in Tafel 4 verzeichnet.

Der Befund war zunächst überraschend; denn während man hätte erwarten sollen, daß die in ihren Dichtigkeitsverhältnissen so günstigen Sandgemische im Vergleich zu Normensand noch stärker erhöhte Mörtelfestigkeiten liefern würden als die Mörtel aus den Sanden ohne Mehlzusatz, war die Festigkeitsverbesserung im Vergleich zu der durch die Sande ohne Mehlzusatz erzielten nur mäßig. Wie nämlich aus den Zahlen der letzten Längsspalte der Tafel 4, die das Verhältnis der Festigkeiten der Mörtel aus den Sandgemischen gegenüber der des Normensandmörtels (diesen: 100 gesetzt) darstellen, hervorgeht, beträgt die Festigkeitszunahme der Mörtel aus den Sanden ohne Mehlzusatz 36 bzw. 51%: dagegen die der Mörtel aus den Sanden mit Mehlzusatz nur 21 bzw. 18%[1].

Tafel 4. Ergebnisse der Prüfung der Mörtel (1 : 3) auf Druckfestigkeit.

Mittelwerte aus je fünf Einzelversuchen. Art der Lagerung: Kombinierte Lagerung. Alter der Proben: 28 Tage.

Mischung in Gewichtsteilen	Wasserzusatz %	Druckfestigkeit kg/cm²	Verhältniszahlen Festigkeit des Normensandmörtels = 100 gesetzt
1 Zement + 3 Normensand	8,5	472	100
1 Zement + 3 Mischung a	8,0	642	136
1 Zement + 3 Mischung b	8,0	711	151
1 Zement + 3 Normensand	8,5	380	100
1 Zement + 3 Gemisch aus 66⅔% Mischung a + 33⅓% Diabasmehl	9,0	461	121
1 Zement + 3 Gemisch aus 66⅔% Mischung b + 33⅓% Kalksteinmehl	9,0	449	118

Der vorliegende Befund wird aber erklärlich, wenn man bedenkt, daß durch den Zusatz der Mehle zwar die Dichtigkeitsverhältnisse der Sande verbessert wurden, daß aber gleichzeitig hierdurch die Gesamtheit der Kornoberfläche der Sandmassen wesentlich vergrößert wurde, was einen stärkeren Verbrauch an Zement zur Bindung der einzelnen Körner zur Folge hatte.

Die Versuche lehren einerseits, daß der Dichtigkeitsgrad eines Sandes allein nicht maßgebend für dessen Güte ist und andererseits, daß von dem Zusatz von Steinmehlen, wenigstens solchen, die chemisch unwirksam sind, d. h. mit dem Zement nicht in chemische Wechselwirkung treten können, zu Mörtel oder Beton mit Vorsicht Anwendung zu machen ist (s. auch Burchartz: Kann Traß durch Steinmehl ersetzt werden? Zement 1925, Nr 15 u. 16. Dieses Sonderheft, S. 37).

[1] Daß die Festigkeit der Mörtel aus den Sanden mit Mehlzusatz im Vergleich zu der der Mörtel aus den Sanden ohne Mehlzusatz an sich geringer ausfiel, ist lediglich darauf zurückzuführen, daß zu den Versuchen mit ersteren ein Zement mit geringerer Normenfestigkeit verwendet worden war.

Digitized by Google

Beitrag zur Frage der Beeinflussung des Abbindens und Erhärtens von Portlandzement durch Zusätze zum Anmachewasser, insbesondere durch Zuckerlösung.

Von **H. W. Gonell.**

(Vorläufige Mitteilung[1].)

Der Vorgang des Abbindens und Erhärtens von Portlandzement kann durch gewisse wasserlösliche Beimischungen entscheidend beeinflußt werden. Eines der bekanntesten Beispiele ist die verzögernde Wirkung des Gipses, der deshalb zur Regelung der Abbindezeit dem Zementklinker zugesetzt wird.

Die Erforschung der Ursachen dieser Beeinflussung der genannten Vorgänge ist nicht nur von Wert, um bei in der Praxis vorkommenden Fällen geeignete Vorsichtsmaßnahmen treffen zu können, sondern auch von größter prinzipieller Bedeutung. Ist doch sicher von der Klärung dieser Fragen rückschließend eine Vertiefung unserer Erkenntnis des Wesens des Abbindens und Erhärtens der hydraulischen Bindemittel zu erwarten.

Schon vor längerer Zeit wurde beobachtet, daß im Zementmehl oder im Anmachewasser enthaltene geringfügige Zuckermengen das Abbinden verzögern oder völlig verhindern. So wird von der Nichterhärtung von Beton berichtet, der mit in alten Zuckersäcken geliefertem Zement hergestellt wurde[2], eine Möglichkeit, die ja bei der jetzt allgemein üblichen Lieferungsart in Papiersäcken kaum mehr in Betracht kommt. Ferner wird von Schäden in Zuckerfabriken oder -lagern berichtet, wo der Beton beim Anmachen mit Zucker in Berührung gekommen war[3]. Es wurde festgestellt, daß ganz geringfügige Mengen (0,2%, 0,4%, bezogen auf den Zement) zur Erzeugung der Abbindestörungen genügten.

Planmäßige Versuche im Laboratorium ergaben, daß schon 0,1% Zucker im Zement ausreichen, um eine Störung des Abbindevorganges und eine beträchtliche Festigkeitsminderung zu bewirken[4]. Bei den im folgenden beschriebenen Untersuchungen wurde in erster Linie auf die früher im Materialprüfungsamt durchgeführten Versuche zurückgegriffen[5]. Damals wurde 0,1-, 0,25-, 0,5-, 1- und 3proz. Zuckerlösung als Anmachewasser verwendet (das sind etwa 0,04, 0,09, 0,18, 0,35, 1,05%, bezogen auf Zement). Es wurde beobachtet, daß bei Konzentrationen von weniger als 0,25% im Anmachewasser die Erhärtung sogar günstig beeinflußt wird, bei höheren Konzentrationen eine zunehmende Verminderung, insbesondere der Anfangsfestigkeit erfolgt. Bei ausreichend langer Lagerung (3 Monate bis 1 Jahr) nähern sich die Festigkeiten wieder den normalen, wie

Tafel 1.
Druckfestigkeit von Normenwürfeln aus Mörtel 1 : 3, angemacht mit 1 proz. Zuckerlösung bei Wasserlagerung.

	Anmacheflüssigkeit	3 Tage	7 Tage	28 Tage	3 Mon.	1 Jahr
Portlandzement I	Leitungswasser	—	260	353	—	—
	1% Zuckerlösung	—	26	42	—	—
Portlandzement II	Leitungswasser	—	220	317	420	—
	1% Zuckerlösung	Proben haben Risse und zerfallen bei Berührung				
Portlandzement III	Leitungswasser	197	264	382	473	543
	1% Zuckerlösung	7,1	8,5	12,1	332	555

auch eine inzwischen auf Veranlassung von Herrn Prof. Burchartz durchgeführte Untersuchung gezeigt hat (Tafel 1)[1]. Eine vergleichende Betrachtung der Prüfungsergebnisse der drei bisher im Amt auf ihr Verhalten beim Abbinden mit Zuckerlösung untersuchten Portlandzemente zeigt, daß keine Übereinstimmung besteht. Hier machen sich anscheinend die geringfügigen Schwankungen der chemischen Zusammensetzung bemerkbar.

Wie schon von anderen Autoren ausgeführt wurde, scheint es bei der geringen Konzentration, die zur Hervorrufung der Störungen ausreicht, ausgeschlossen, daß nur die Lösung von Klinkerbestandteilen oder etwa kristalline Neubildungen (ähnlich dem „Zementbazillus") die Ursache sind. Sicher ist, daß die Zuckerlösung Kalk aus dem Zement herauslöst und sich Kalziumsaccharat bildet, denn das Lösungsvermögen von Zuckerlösung für CaO ist bedeutend höher als das von reinem Wasser[2]. Nach Lamp[3] und v. Lippmann[4] lösen 100 ccm 10proz. Zuckerlösung 1,8 g CaO gegenüber einer Löslichkeit von 0,13 g CaO in reinem Wasser.

Nach anderen Autoren werden auch Kalziumsilikate und -aluminate, Hydrate der Kieselsäure, Tonerde und Eisenoxyd angegriffen, während Kalziumkarbonat in nur wenig höherem Maße als von reinem Wasser gelöst wird[5]. Dagegen wird $CaCO_3$ von Kalziumsaccharat gelöst, das auch Fe_2O_3 und Al_2O_3 zu lösen vermag. Der normale Abbindevorgang kann im allgemeinen durch

[1] Vollständige Arbeit vgl. Zement 18, Nr. 12, S. 372/76, Nr. 14, S. 437/41, Nr. 15, S. 472/74. 1929.

[2] Eng. News Bd. 69, Nr. 10. 1913; Tonind.-Zg. Bd. 41, S. 727. 1917, Nr. 109, Ref. aus „Ingenören", Kopenhagen.

[3] Hundeshagen: Zement Bd. 12, S. 21. 1923; Z. angew. Chem. Bd. 36, S. 53. 1923.

[4] Hundeshagen, a. a. O.; Burchartz und v. Wrochem, Mitt. d. Staatl. Materialprüfungsamtes 1923, S. 79ff.; Zement Bd. 13, S. 11. 1924.

[5] Burchartz und Rodt: Zement Bd. 13, S. 509. 1924.

[1] Die Zahlen verdanke ich Herrn Prof. H. Burchartz.

[2] J. Weißberg: Bull. Chim 1900, S. 741; Tonind.-Zg. 1909, S. 1469.

[3] Lamp, La sucrerie indigène et coloniale II, S. 19.

[4] E. O. v. Lippmann: Die Zuckerarten, 2. Aufl., S. 1144.

[5] Rebuffat: Tonind.-Zg. Bd. 23, S. 782, 823, 901. 1899; M. Michaelis: Tonind.-Zg. Bd. 23, S. 853. 1899; W. Jufereff: Tonind.-Zg. Bd. 32, S. 280/81. 1908; E. Donath: Chem. Ind. (Brünn), Bd. 34, S. 123. 1911; Z. Zuckerind. Tschecho-Slow. Republik 1923, S. 652/53; Zement Bd. 13, S. 67. 1924.

Digitized by Google

die Untersuchungen von Blumenthal, Kaisermann, Ambronn, v. Glasenapp[1] als erforscht gelten. Es entstehen kristalline und kolloide Bildungen nebeneinander, von denen letztere mit fortschreitender Erhärtung allmählich kristallin werden, so das auch nach Jahren noch fortschreitende Nacherhärten bedingend.

Bekannt ist, daß Weinsäure, Zucker u. a. organische Verbindungen die quantitative Fällung von Al_2O_3 und Fe_2O_3 beeinträchtigen. Es liegt nahe, daran zu denken, daß ähnliches die Entwicklung der beim normalen Abbinden entstehenden Neubildungen beeinflußt, so daß etwa eine Ausflockung anfangs solförmig vorhandener Substanzen bzw. die Bildung von Kristallen verhindert wird. Besonders hinzuweisen ist hier auch auf die umfangreichen Arbeiten V. Kohlschütters, über topochemische Reaktionen[2] und über „somatoide" Bildungsformen[3]. Als „Somatoide" bezeichnet Kohlschütter Bildungsformen, die durch Störung des normalen Kristallisationsverlaufs entstehen, z. B. bei der Abscheidung einer Substanz aus ihrer Lösung in Gegenwart von Lösungsgenossen. Diese beeinflussen unter Umständen die Abscheidung derart, daß z. B. statt der normalen Kristallform eine andere, statt wohlausgebildeter Einzelkristalle unregelmäßige Polykristalle oder gelförmige Bildungen treten. Offenbar stehen wir hier am Anfang der Entwicklung eines Gebietes, das gerade für die Erforschung der Abbinde- und Erhärtungsvorgänge von Zement nicht ohne Bedeutung sein dürfte.

Bei der Erforschung des Abbindens und Erhärtens von mit Wasser angemachtem Zement haben mikroskopische Untersuchungen insbesondere von Pulverpräparaten gute Dienste geleistet[1].

Dagegen sind zur Untersuchung des Einflusses von Beimischungen mikroskopische Verfahren bisher kaum zur Anwendung gelangt. In der Regel beschränkte man sich auf makroskopische Beobachtungen und Festigkeitsprüfungen. Die Herstellung von Dünnschliffen von den mürben oder zerfallenen Mörtelkörpern ist ja auch in vielen Fällen erschwert bzw. unmöglich. Dagegen sollte die Beobachtung von Pulverpräparaten mehr als bisher in den Kreis der Untersuchungsverfahren einbezogen werden. Wenngleich hier die Verhältnisse nicht voll der Wirklichkeit entsprechen, da man zur Erzielung genügend durchsichtiger und deutlicher Präparate zweckmäßig mit einer bestimmten Kornfraktion arbeitet und natürlich stets einen großen Flüssigkeitsüberschuß anwenden muß. Die entstehenden Neubildungen können sich aber in derartigen Präparaten viel besser als im Dünnschliff entwickeln, so daß ihre Erkennung und gegebenenfall kristallographische Identifizierung leichter ist als in Dünnschliffen[1]. In der vorliegenden Arbeit wurden daher neben Normenprobekuchen und aus diesen hergestellten Dünn- und Anschliffen vor allem mikroskopische Pulverpräparate untersucht. Da frühere Untersuchungen mit schwachen Zuckerkonzentrationen nicht zu eindeutigen Schlüssen geführt hatten, wurde versucht, der Lösung des Problems durch einseitige Übertreibung der Versuchsbedingungen näher zu kommen. Dementsprechend wurden Zuckerlösungen von 1 bis 10% Zuckergehalt verwendet.

Im folgenden soll über die Ergebnisse der bisherigen Untersuchungen, soweit sie sich schon heute mit einiger Sicherheit überblicken lassen, kurz berichtet werden. Die Mitteilung des ganzen Materials muß der endgültigen Veröffentlichung, die in der Zeitschrift „Zement" erscheinen wird, vorbehalten bleiben[2].

1. Versuche mit Probekuchen.

A. 1. Versuchsreihe.

Es wurden Abbindekuchen der üblichen Größe aus Portlandzement (A) mit Leitungswasser, 1proz., 3proz. und 10proz. Zuckerlösung angemacht und unmittelbar nach dem Anmachen in feuchter Luft, Zimmerluft, unter Luftabschluß und in feuchter CO_2-Atmosphäre gelagert. Die Erscheinungen waren im allgemeinen bei allen Zuckerkonzentrationen die gleichen.

Trockene (Zimmer-) Luft: Mit 1- und 3proz. Zuckerlösung angemachte Kuchen bekamen im Gegensatz zu mit Leitungswasser angemachten keine Schwindrisse. An der Oberseite befand sich eine etwa 0,3 cm starke erhärtete, mit dem Fingernagel nicht ritzbare Schicht. Unterseite und Inneres waren dagegen leicht ritzbar und mürbe.

Mit Feuchtigkeit gesättigte Luft: Dauernd in einem geringen Volumen[3] feuchter Luft (also wenig Kohlensäure) gelagert, blieben Oberfläche und Inneres der Kuchen während der Beobachtungszeit gleich mürbe. Auch nach 6 Monaten konnte kein erhebliches Fortschreiten der Erhärtung bemerkt werden.

Feuchte CO_2-Atmosphäre: An der Oberseite bildet sich eine etwa 0,6 mm dicke erhärtete Schicht, die von dem darunter befindlichen Teil des Kuchens abgehoben werden kann. Dieser ist ebenso mürbe wie bei den vorigen Versuchen. Bringt man frische Bruchflächen der Kuchen in feuchte CO_2, so werden sie binnen 1 bis 2 Tagen in der gleichen Tiefe wie die Oberseite fest.

Bei 10proz. Zuckerlösung wurden im wesentlichen dieselben Beobachtungen gemacht. Nur traten bei sofortiger Lagerung an trockener Luft Schwindrisse auf. Wurden zuerst feucht gelagerte Kuchen an Zimmerluft getrocknet, so trat erhebliche Schwindung ein. Die Kuchen blieben zwar rißfrei, krümmten sich aber kalottenförmig (vgl. Abb. 1c).

B. 2. Versuchsreihe:

In Ergänzung der Versuchsreihe A und zur Klärung einiger bei den mikroskopischen Untersuchungen auf-

[1] Vgl. in erster Linie: H. Ambronn: Tonind.-Zg. 1909, Nr. 28; S. Kaisermann: Kolloidchem. Beihefte Bd. 1, S. 423—53. 1909—1910; F. Blumenthal: Zement Bd. 3, S. 20, 54, 61, 96. 1914; M. v. Glasenapp: Protokoll d. Vereins d. Portl.-Zem.-Fabrikanten 1914, S. 245.

[2] V. Kohlschütter: Z. allg. u. anorg. Chem. Bd. 105. 1918 (grundlegende Arbeit über topochemische Reaktionen); V. Kohlschütter: Koll.-Z. Bd. 42, S. 254. 1927, mit Literaturverzeichnis.

[3] V. Kohlschütter und C. Egg: Helvetia chim. acta Bd. 8, S. 457/69. 1925.

[1] In jüngster Zeit wurde dieses Verfahren von K. Biehl mit Erfolg angewendet (Zement Bd. 17, S. 487. 1928).

[2] Vgl. Anm. 1 auf S. 58.

[3] Die Kuchen befanden sich unter einem mit Paraffin an der Unterlage festgekitteten Uhrglas.

Digitized by Google

tauchender Fragen wurde eine weitere Reihe von Probekuchen mit verschiedenen Zusätzen zum Anmachewasser untersucht. Und zwar wurde, um die Frage zu prüfen, ob etwa nur die Lösung von Kalk die Ursache der mangelhaften Erhärtung sei, auch Kalziumsaccharatlösung zum Anmachen verwendet.

Filtrat unmittelbar, zum anderen das auf einen geringeren Prozentsatz verdünnte Filtrat (z. B. mit CaO gesättigte 3proz. Zuckerlösung auf 1% Zuckergehalt) verwendet. In letzterem konnte angenommen werden, daß der Einfluß des frei in Lösung befindlichen, nicht an Zucker gebundenen Kalkes von geringerer Bedeutung sei.

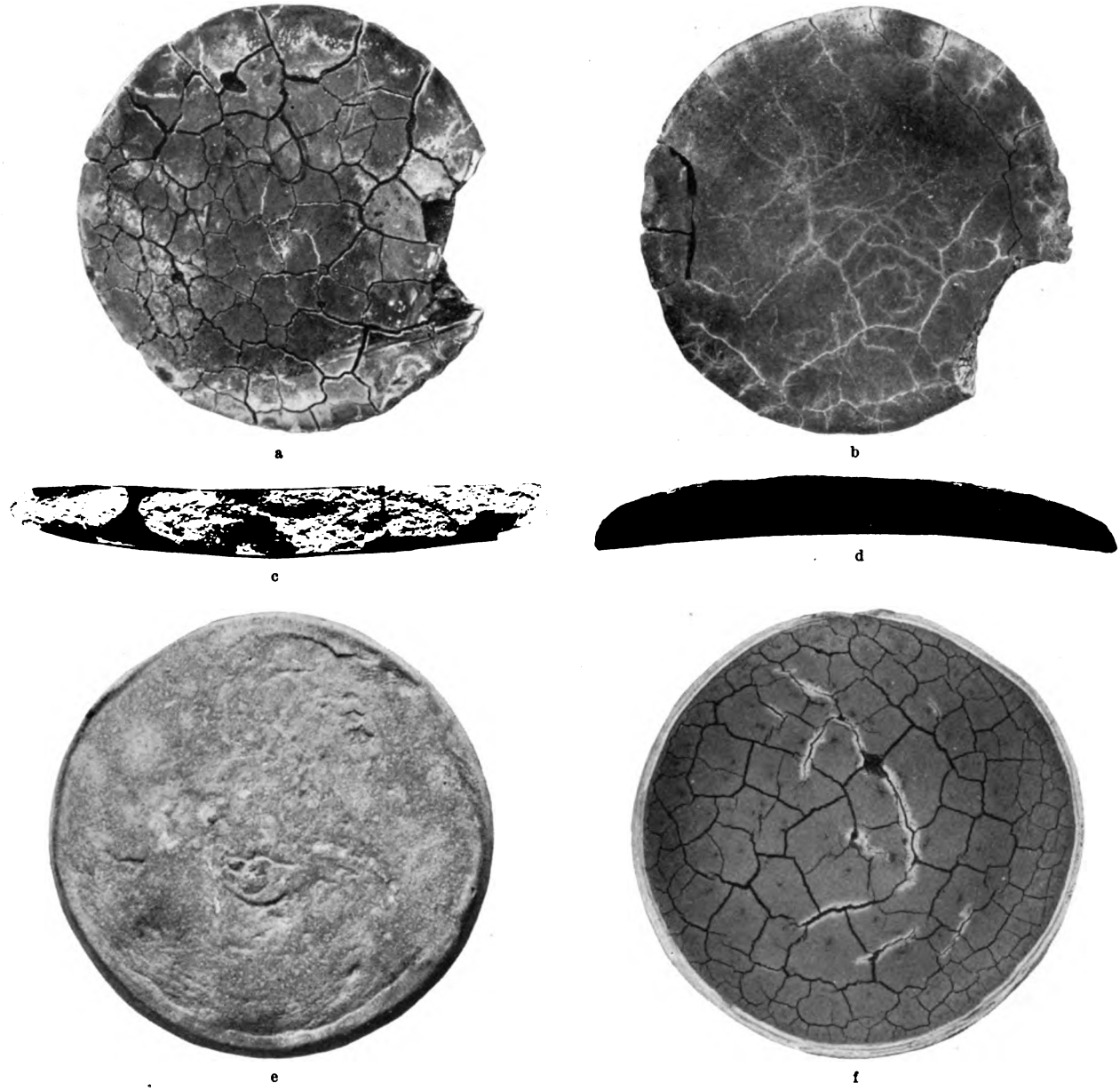


Abb. 1. Probekuchen mit 10proz. Zuckerlösung angemacht.

a) nach 14tägiger Wasserlagerung, Unterseite. b) dgl. Oberseite. c) dgl. Bruchfläche. d) nach 21tägiger Lagerung an feuchter Luft an Zimmerluft getrocknet, Bruchfläche. e) nach 14tägiger Lagerung in feuchter CO_2 an Zimmerluft getrocknet, Oberseite. f) dgl. Unterseite.

Da die Herstellung festen Kalziumsaccharates[1] infolge seiner Empfindlichkeit gegen Kohlensäure und seiner Unbeständigkeit bei Zimmertemperatur auf Schwierigkeiten stößt, wurde Zuckerlösung bekannter Konzentration mit einem Überschuß an chemisch reinem fein gepulvertem CaO (Kahlbaum) 8 St. lang geschüttelt und nach 24stündigem Stehen filtriert, so daß Sättigung der Lösung mit Kalk angenommen werden konnte. Als Anmacheflüssigkeit wurde einmal das

[1] Über die Erfahrungen bei den Versuchen zur Darstellung von Kalziumsaccharat soll später an anderer Stelle berichtet werden.

Da ein anderer Zement (B) verwendet werden mußte, wurden einige Versuche in derselben Weise wie unter A wiederholt. Der Zement wurde mit wäßrigen Lösungen, enthaltend 1% Zucker, 10% Zucker, 1% Kalziumsaccharat, 5% Kalziumsaccharat, sowie mit 1- und 10proz., mit CaO gesättigter Zuckerlösung angemacht. Die Lagerungsarten waren die gleichen wie bei Zement A. Hinzu kam Wasserlagerung. Bei kurzer Beobachtungszeit unterschied sich der mit 1- und 10proz. Zuckerlösung angemachte Zement B hinsichtlich seines Verhaltens nicht wesentlich von A. Wurden die Kuchen nach dem Anmachen 2 Wochen in feuchter Luft gelagert und erst

Digitized by Google

dann der natürlichen Austrocknung unterworfen, so erlangten sie eine bedeutend höhere Festigkeit, als wenn sie schon nach 24 St. an trockene Luft gebracht wurden. Mit 1proz. Zuckerlösung blieben die Kuchen eben und rißfrei, haftend und zeigten glänzende Unterseite. Mit 10proz. Zuckerlösung fand dagegen beim Trocknen starke Schwindung statt. Rißbildung trat in der Regel nicht ein. Die Kuchen wölbten sich kalottenförmig,

Abb. 2. Probekuchen mit 10proz. Zuckerlösung angemacht, 28 Tage in feuchter Luft gelagert. Am 28. Tage zerbrochen und in Zimmerluft gelagert, nach 3 Tagen photographiert. Infolge des starken Schwindens passen die Kuchenstücken in den Bruchflächen nicht mehr aneinander.

indem sich zuerst die Mitte von der Glasplatte löste (Abb. 1c). Eine dünne Oberschicht hebt sich hierbei blätterig ab (Einfluß der CO_2 der Luft) (vgl. Abb. 3). Bei Wasserlagerung wurden Kuchen mit 1proz. Zuckerlösung ebenso fest wie vor, mit 10proz. Zuckerlösung trat heftiges Treiben ein. Zunächst bildeten sich Kantenrisse, die sich bald nach der Mitte fortsetzten und an der Unterseite weit auseinanderklafften. Der Kuchen wölbte

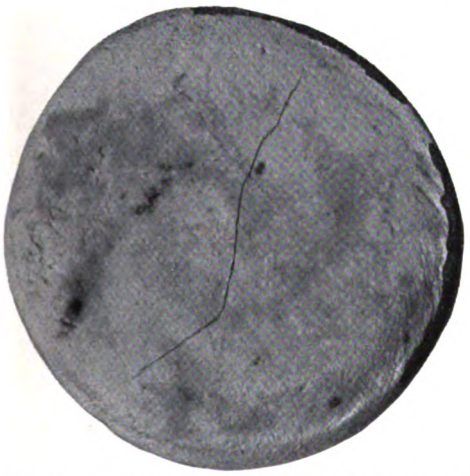


Abb. 3. Probekuchen mit 10proz. Zuckerlösung angemacht, 28 Tage an feuchter Luft, 7 Tage an Zimmerluft gelagert. Der Kuchen ist von oben gesehen konvex gewölbt (vgl. Abb. 1d). Am Rande des Kuchens rechts und oben ist das Abblättern der Oberfläche zu erkennen.

sich im umgekehrten Sinne wie bei trockener Lagerung (Abb. 1a, b, d). Das Treiben ging mit großer Schnelligkeit vor sich. Z. B. wurden die Durchmesser von zwei treibenden Kuchen 2 Wochen nach dem Anmachen gemessen zu 8,8 bzw. 9,3 bis 9,5 cm, 3 Tage später zu 8,9 bis 9,0 bzw. 9,6 bis 9,8 cm. Die Kuchen haben nur noch ganz losen Zusammenhalt und zerfallen beim schwächsten Anstoß. Werden Kuchen nach zweiwöchiger Lagerung in feuchter CO_2 in Zimmerluft gebracht, so bekommen die anfangs rißfreien und festhaftenden Kuchen beim Trocknen an der Unterseite klaffende Risse und lösen sich von der Unterlage, die infolge der Einwirkung der Kohlensäure in größerer Dicke (etwa 1,5 bis 2 mm) erhärtete Oberschicht bleibt rißfrei und krümmt sich nicht wie bei den in Luft gelagerten Kuchen. Infolgedessen treten beim Schwinden die Risse ein (Abb. 1e, f).

Die mit dem wie oben beschrieben hergestellten Kalziumsaccharat bzw. CaO gesättigten Zuckerlösungen hergestellten Kuchen zeigten im allgemeinen dasselbe Verhalten wie mit Zuckerlösung, was darauf hindeutet, daß bei der Wirkung des Zuckerzusatzes die Lösung von Kalk nicht ausschlaggebend ist.

Auf die aus diesen Ergebnissen zu ziehenden Schlußfolgerungen soll nach Beschreibung der übrigen Untersuchungen im Zusammenhang eingegangen werden.

2. Mikroskopische Untersuchungen.

Dünnschliffe: Aus den Probekuchen der Versuchsreihe A wurden Dünnschliffe gefertigt. Infolge der Bröckeligkeit der meisten Kuchen mußten sie in Kanadabalsam eingekocht werden.

Schon die Betrachtung eines beliebigen in möglichst geringer Dicke hergestellten Dünnschliffes eines abgebundenen Zementes lehrt, daß erschöpfende Ergebnisse auf diesem Wege nicht zu erwarten sind. Die Schliffe sind im Vergleich zu den zu beobachtenden Objekten viel zu dick. Der Petrograph benutzt Schliffe, die dünner als die zu untersuchenden Kristallindividuen sind. Zementklinkermehl enthält aber schon etwa 40% Teilchen, deren Durchmesser geringer ist als der dünnste aus Zement hergestellte Schliff (20 μ)[1]. Es ist klar, daß bei der dichten Lagerung der Klinkerkörner im Zementbrei auch die Abbindeprodukte nur minimale Größen erreichen werden, da sie in ihrem Wachstum behindert sind. Im allgemeinen ist daher die Beobachtung von Dünnschliffen durch die Überlagerung der Teilchen sehr erschwert.

Im Dünnschliff eines normal abgebundenen Zementes sind im wesentlichen zweierlei kristalline Bestandteile erkennbar:

1. unzersetzte Klinkerteile von relativ bedeutender Größe,
2. beim Abbinden entstandene winzig kleine Kristallite.

Letztere sind zwischen gekreuzten Nikols deutlich über die ganze Masse verteilt zu erkennen (Abb. 4). Die unzersetzten Klinkerkörner sind von diesen Kristalliten umsäumt. Sie sind jedoch so klein, daß bisher eine genaue optische Bestimmung nicht möglich war. Außerdem werden vereinzelt, zumal in kleineren Blasenräumen größere Kristalle beobachtet.

In Dünnschliffen aus mit Zuckerlösung angemachten Zementkuchen ist das Bild ein wesentlich anderes. Die kräftig doppelbrechenden kleinen Kristallite fehlen vollständig. Größere oder andersartige Kristalle, auf die etwa das Treiben bzw. Schwinden zurückgeführt werden könnte, werden nicht beobachtet. Zwischen gekreuzten

[1] Vgl. H. W. Gonell: Ein Windsichtverfahren zur Bestimmung der Kornzusammensetzung staubförmiger Stoffe. V. D. I. Z. Bd. 72, S. 945/50. 1928; Zement Bd. 17, S. 1786ff, 1928. Diese Mitteilungen S. 112.

Digitized by Google

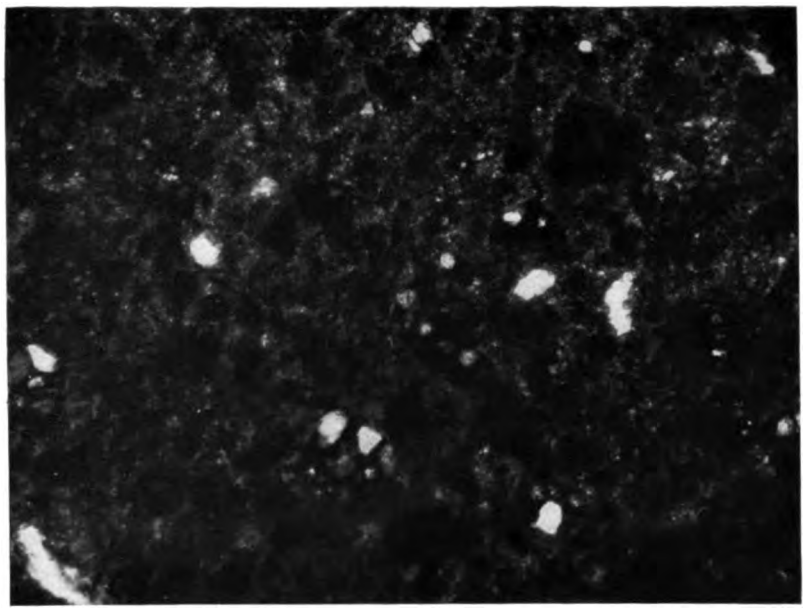


Abb. 4. Portlandzement mit Leitungswasser angemacht, Dünnschliff zwischen gekreuzten Nikols Vergr. 130 mal.

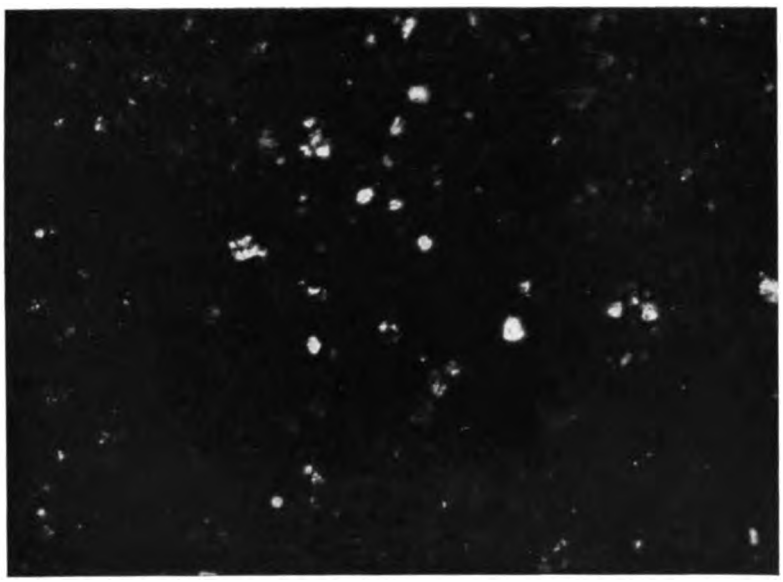


Abb. 5. Portlandzement mit 10 proz. Zuckerlösung angemacht, Dünnschliff zwischen gekreuzten Nikols. Vergr. 130 mal.

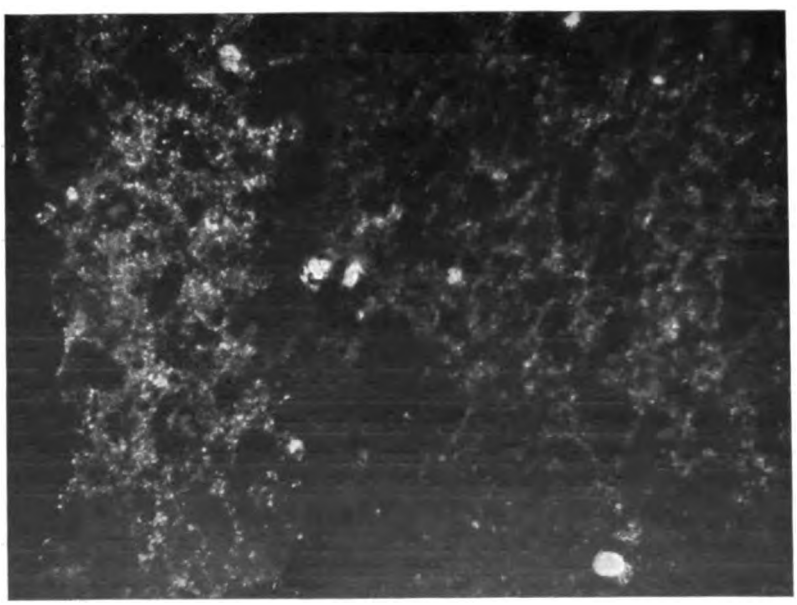


Abb. 6. Portlandzement mit Leitungswasser angemacht, während des Abbindens in feuchter CO_2 gelagert, Dünnschliff zwischen gekreuzten Nikols. Links die karbonisierte Randzone. V. 130 mal.

Nikols sind nur die zersetzten Klinkerbestandteile aufgehellt, während die Grundmasse dunkel bleibt, ein Zeichen, daß die normale Kristallbildung zum mindesten stark zurückgedrängt ist (Abb. 5). Die Klinkerkörner scheinen schärfer begrenzt als im normalen Falle, sind also weniger zersetzt. An in Kohlensäure gelagerten Kuchen (bisher wurde nur Reihe A untersucht) ist das Bild des nicht erhärteten Inneren das gleiche. Die erhärtete Außenschicht zeigt dagegen infolge eingetretener Kalziumkarbonatbildung kristallines Gefüge ebenso wie die äußere Schicht eines in CO_2 gelagerten normalen Kuchens (Abb. 6).

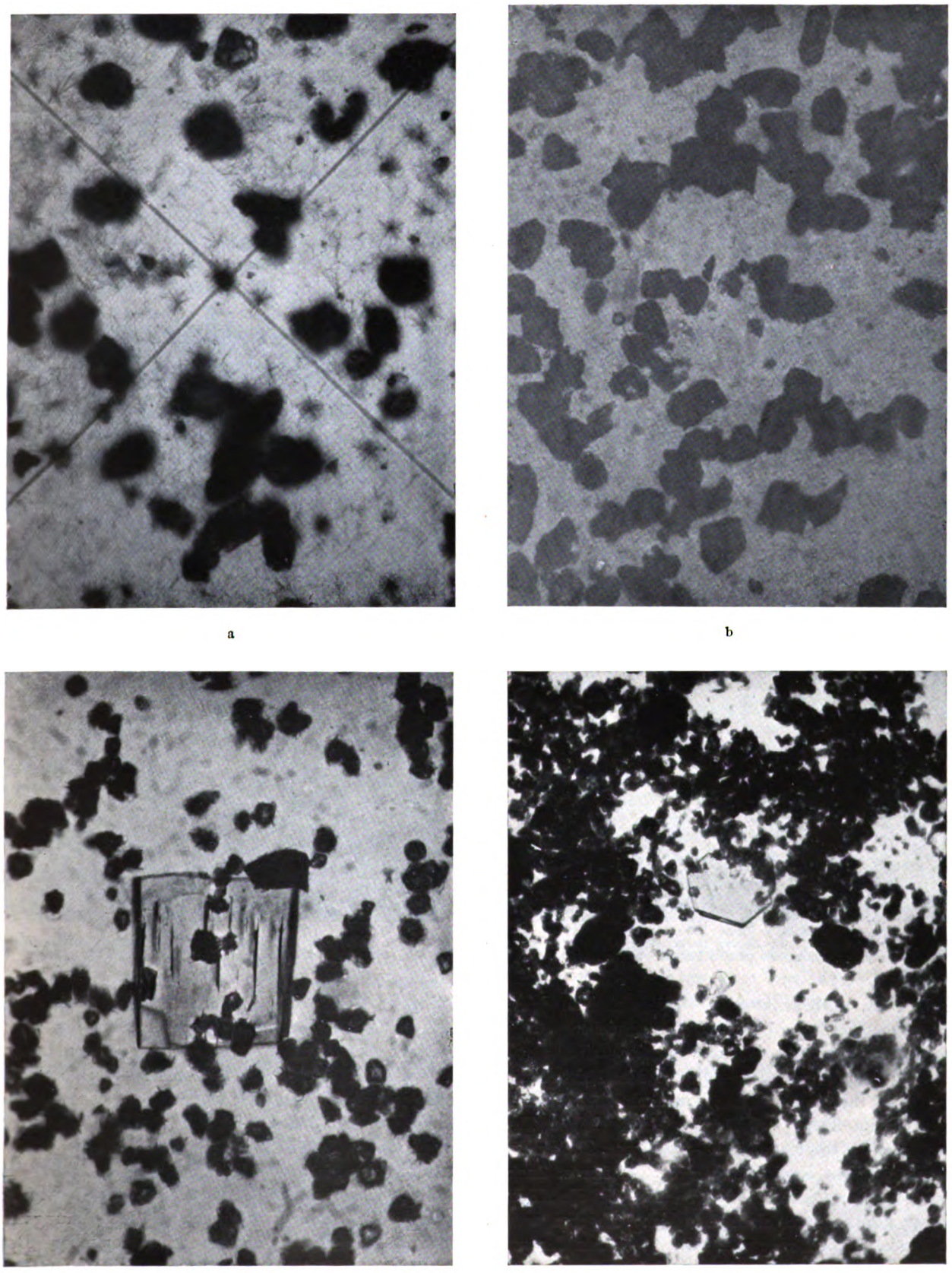
Anschliffe: Die Untersuchung von Anschliffen hat bisher zu keinen verwertbaren Ergebnissen geführt. Von den bröckeligen Kuchen sind Schliffe mit polierten Flächen nicht zu erhalten. Das mikroskopische Bild ist daher sehr undeutlich und die vorhandenen Vertiefungen treten besser hervor als etwaige Korngrenzen und Ätzfiguren.

Pulverpräparate: Mit Hilfe von Pulverpräparaten ist es Kaisermann und Blumenthal unter Heranziehung von Färbemethoden gelungen, den Abbindevorgang des Portlandzementes zu verfolgen und die entstehenden Neubildungen mit einiger Sicherheit zu erkennen[1]. Hiernach bilden sich zuerst dünne Nadeln von Kalziumhydrosilikat, dünne sechsseitige Plättchen von Kalziumhydroaluminat, hexagonale Tafeln und Säulen von Kalkhydrat. Später findet die Abscheidung von Kalksilikatgel statt.

Da die feinsten Teilchen des Klinkermehles die Beobachtung erschweren, ist es zweckmäßig, sie auszuhalten. Andere Autoren haben deshalb für diese Versuche nur eine Siebfraktion (z. B. $\frac{900}{10000}$) verwendet. Hierbei hat man aber sehr große Körner, an denen die Reaktionen langsamer eintreten, und verhältnismäßig dicke Präparate, die die Anwendung starker Vergrößerungen erschweren. Ich benutzte daher für die Herstellung der Pulverpräparate durch Windsichtung[2] abgeschiedene Kornfraktionen der Zemente von 20 bis 30 μ bzw. 40 bis 50 μ Korndurchmesser. Die in mit Wasser angemachten Präparaten entstehenden Bildungen sind in den Abb. 7a bis d dargestellt. In Abb. 7a sind besonders gut die äußerst feinen sich miteinander verfilzenden Nadeln (Kalziumsilikat), in Abb. 7d sind

[1] Literatur S. 59, Anm. 1.
[2] H. W. Gonell a. a. O.

Digitized by Google



a b c d

Abb. 7. Portlandzement mit Leitungswasser angemacht (Pulverpräparate). Vergr. 133 mal.

a) **Reichliche Nadelbildung: Kalzium**silikat (Aufnahme nach 2 Tagen). b) Geltröpfchen in dem gleichen Präparat (Aufnahme nach 7 Tagen). c) **Sechsseitige Kristallplättchen: Kalzium**aluminat an den Klinkerkörnern und ein großer prismatischer Kalkhydratkristall. d) Kalkhydratkristalle in hexagonalen Tafeln. (Größe der Klinkerkörner in a und b 40 bis 50 μ, c 20 bis 30 μ, d ungesiebt.)

Digitized by Google

hexagonale Kalkhydrattafeln, in Abb. 7c ein prismatisch ausgebildeter $Ca(OH)_2$-Kristall und an den Klinkerkörnern zahlreiche dünne Plättchen von Kalkaluminat, in Abb. 7b die Gelbildung zu erkennen. Die Geltröpfchen befinden sich vielfach an den Kristallnadeln oder umschließen diese. Vereinzelt werden auch zusammenhängende größere Gelteilchen gefunden und in diesen nach mehrmonatiger Beobachtung Doppelbrechung festgestellt, was auf eine nachträgliche Kristallisation hindeutet. Diese Beobachtung ist eine Bestätigung der Annahme, daß die Monate und Jahre hindurch anhaltende Nacherhärtung des Portlandzementes auf ein Kristallinwerden des Gels zurückzuführen sei.

Beim Anmachen mit Zuckerlösung ist der Vorgang ein gänzlich anderer. In 1proz. Zuckerlösung werden

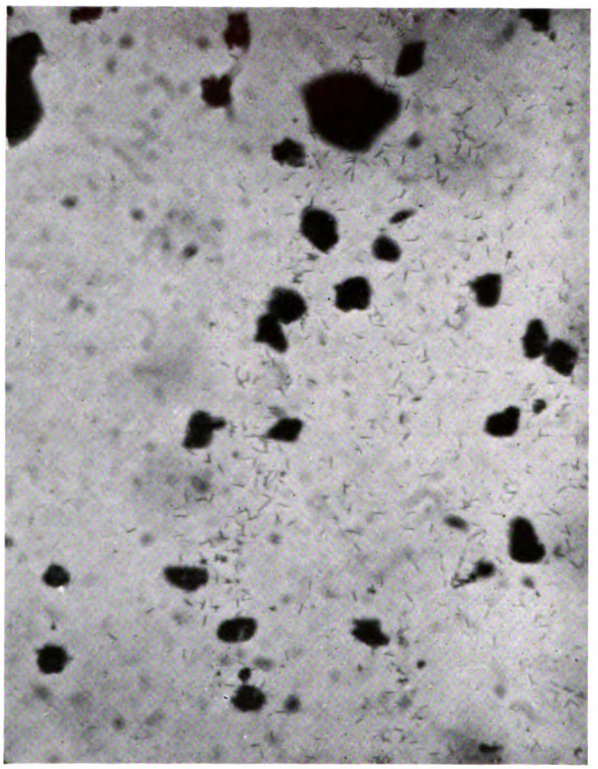


Abb. 8. Portlandzement mit 5proz. Zuckerlösung angemacht (Pulverpräparat. Aufnahme nach 2 Tagen). Vergr. 133 mal.

nach 2 St. stäbchenförmige Gebilde frei in der Lösung liegend sichtbar (Abb. 8), die von viel schwächerer Doppelbrechung und anderem Habitus sind als die beim normalen Abbinden auftretenden Kristallnadeln und somit nicht mit diesen identisch sind. Kalkhydratkristalle fehlen vollständig. Nach einigen Tagen erscheinen Geltröpfchen. Bei 3- und 5proz. Zuckerlösung treten dieselben Erscheinungen ein. In 5proz. Zuckerlösung wurde nach 1 Monat beobachtet, daß die Klinkerkörner sämtlich von einer Gelschicht umgeben waren. In 1proz. Zuckerlösung war nach 3 Monaten das ganze Gesichtsfeld von Geltröpfchen erfüllt, ohne daß kristalline Neubildungen dazwischen bemerkt wurden. In 10proz. Zuckerlösung trat schon nach 4 Tagen eine derartige Gelbildung ein (Abb. 9), ohne daß vorher anisotrope Neubildungen erschienen.

Auf weitere Einzelheiten soll nach Abschluß der Versuche eingegangen werden. Die für Pulverpräparate als charakteristisch beschriebenen Neubildungen treten nur auf, wenn das Präparat eine gewisse Mindestkonzentration an Klinkermehl aufweist. In zu stark verdünnten Präparaten treten die Erscheinungen gar nicht oder nach viel längeren Zeiträumen auf. Bei der normalen Verarbeitung als Brei dagegen wird der Hergang der Veränderungen von entsprechend größerer Geschwindigkeit und Intensität sein.

Besprechung der Versuchsergebnisse.

Aus der Untersuchung der Pulverpräparate geht folgendes hervor: Beim Anmachen mit Zuckerlösungen sind die bei niedrigen Konzentrationen anfangs auftretenden scheinbar kristallinen Bildungen von anderer Art und

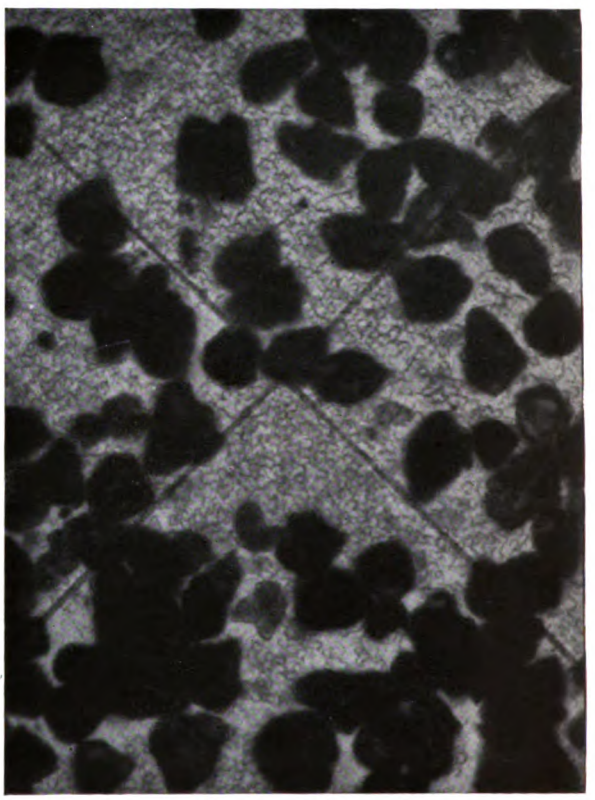


Abb. 9. Portlandzement mit 10proz. Zuckerlösung angemacht (Pulverpräparat. Aufnahme nach 4 Tagen). Vergr. 133 mal.

geringerer Menge als beim Anmachen mit Wasser. Die Gelbildung ist dagegen bedeutend lebhafter als in Wasser und tritt früher und bei hohen Konzentrationen ausschließlich ein. Dieses Ergebnis ist in Übereinstimmung mit dem Verlauf der vorher beschriebenen Untersuchungen. In den Dünnschliffen werden im normal angemachten Zement kleine Kristalle, die die Klinkerteile umgeben, in großer Zahl gefunden, im mit Zuckerlösung, gleich welcher Konzentration, angemachten dagegen nicht. Endlich sind auch die Erscheinungen an den Probekuchen durch die mikroskopischen Beobachtungen erklärt. Im extremen Fall der 10proz. Zuckerlösung tritt bei Wasserlagerung Treiben, beim Trocknen anfangs an feuchter Luft gelagerter Kuchen Schwindung ein. Die durch die mikroskopische Untersuchung festgestellte überwiegende Gelbildung erklärt beides. In Wasser quillt das Gel und sprengt den Zusammenhang der Zementmasse, während es beim Aus-

Digitized by Google

trocknen zusammenschrumpft, wobei es als amorphe Kittmasse dem Kuchen eine gewisse Festigkeit verleiht. Die durch Tafel 1 wie auch von anderer Seite belegte Tatsache, daß mit Zuckerlösungen niedriger Konzentration angemachte Probekörper nach längerer Zeit (1 Jahr) die Festigkeit des normalen Mörtels erreichen, dürfte auf allmählich eintretende Kristallisationsvorgänge im Gel zurückzuführen sein. Bei den in CO_2 gelagerten Kuchen wurde starkes Schwitzen während des Abbindens beobachtet. Dieses beruht offenbar darauf, daß das anfangs gebildete Gel in der oberen Schicht des Kuchens durch Kohlensäure unter Kalziumkarbonatbildung zersetzt und somit das im Gel enthaltene Wasser frei wird.

Infolge der 24stündigen Lagerung an feuchter Luft, die nach dem Anmachen in jedem Falle erfolgte, ist an der Oberseite der Kuchen eine Schicht, die durch die Einwirkung der Kohlensäure der Luft festgeworden ist und den Bewegungen der übrigen schwindenden bzw. treibenden Masse des Kuchens nicht folgen kann. Hierdurch wird die verschiedenartige Wölbung der Kuchen beim Schwinden und Treiben erklärt, wobei die Dicke der erhärteten Schicht von Einfluß ist. Beim Schwinden von anfangs in feuchter Luft gelagerten Kuchen findet unter Krümmung der Kuchen Abblättern der Oberfläche statt (Abb. 3), bei in feuchter CO_2 gelagerten Kuchen bleibt dagegen die Oberfläche unversehrt, der Kuchen krümmt sich nicht, sondern bekommt große Risse auf der Unterseite, da offenbar die Schwindspannungen nicht zum Zerreißen der festen Oberschicht ausreichen.

Von das Abbinden beschleunigenden Stoffen wurde bisher nur das Natriumkarbonat untersucht. Wie auch von Biehl in seiner oben erwähnten Arbeit festgestellt[1], findet in Pulverpräparaten mit Na_2CO_3-Lösung (5%) sofort lebhafte Kristallisation statt, wobei sich Kalziumkarbonatkristalle in großer Zahl bilden. Nach der normalen Zeit (für Pulverpräparate 5 Tage) setzte Gelbildung ein.

Die Untersuchungen werden fortgesetzt. Die vorläufigen Ergebnisse können folgendermaßen zusammengefaßt werden:

[1] Biehl a. a. O.: Es sei bemerkt, daß die Versuche ohne Kenntnis der Arbeit Biehls angestellt und vor deren Veröffentlichung begonnen wurden.

Das Abbinden von Portlandzement ist bedingt durch die Abscheidung kristalliner und gelförmiger Neubildungen, von denen die kristallinen zuerst auftreten. Art, Reihenfolge und Mengenverhältnis dieser Bildungen müssen in bestimmter Weise aufeinander abgestimmt sein, wenn der Abbindevorgang normal verlaufen soll.

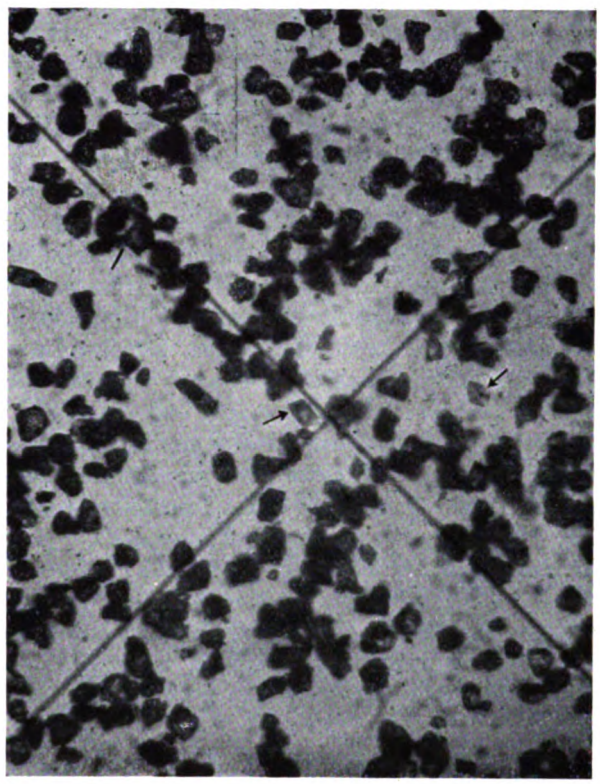


Abb. 10. Portlandzement mit 5 proz. Natriumkarbonatlösung (Pulverpräparat). Zahlreiche Kalziumkarbonatkristalle, von denen einige durch Pfeile gekennzeichnet sind. Vergr. 133 mal.

Zusatz von Zucker zum Anmachewasser bedingt Ausbleiben der normalerweise entstehenden Kristallbildung und Überwiegen der Gelbildung, wodurch die auftretenden Treib- und Schwinderscheinungen, sowie das Nacherhärten geringe Mengen Zucker enthaltender Probekörper nach längerer Zeit erklärt werden.

Zusatz von Natriumkarbonat, das das Abbinden beschleunigt, zum Anmachewasser, bewirkt im Gegensatz zu Zuckerzusatz vermehrte Kristallbildung.

Versuche über den Einfluß von Kalischachtlauge auf das Abbinden und Erhärten von Zement.

Von **H. Burchartz**[1].

A. Anlaß zu den Versuchen.

Anlaß zu den Versuchen gab die Zerstörung eines beim Abteufen eines Schachtes hergestellten Betonklotzes beim Verpressen.

Der Sachverhalt war folgender:

Zur Versteinung eines beim Abteufen eines Kalischachtes erschrotenen Laugenzuflusses sollte Zement in die laugenführenden Gebirgsklüfte eingepreßt werden. Zu diesem Zweck wurde als Widerlager gegen den beim Pressen entstehenden Druck auf die Schachtsohle ein Betonklotz von 5 m Höhe und 5,4 m Durchmesser eingebracht, durch den in der Mitte ein Laugendurchflußrohr und an der Peripherie 10 Rohre für das Zementieren hindurchgeführt wurden. Zur Verwendung kam zunächst Portlandzement und später im oberen Teil des Klotzes Tonerdezement und als Zuschlagstoff Oderkies (Mischungsverhältnis angeblich 1:2 bis 1:3).

Der Beton wurde über Tage gemischt, mit dem Förderkübel eingehängt und auf der Schachtsohle von Hand gestampft. Während des Betonierens wurde die

[1] Original: Zement 16, Nr. 5, S. 77/83. 1927.

Digitized by Google

Lauge in einem Holzkasten innerhalb eines Splittbettes unterhalb des Betonklotzes gesammelt und durch das Durchtrittsrohr von einer Pumpe angesaugt. Bei Störungen der Pumpe kam es jedoch vor, daß die Lauge durch das Rohr überlief und so mit dem frischen Beton in Berührung kam. Die Lauge hatte nach Angabe folgende Zusammensetzung:

$CaSO_4$	4,61 g	in 1 Liter.
$MgSO_4$	1,35 „	
$MgCl_2$	7,79 „	
KCl	3,20 „	
NaCl.	291,68 „	
H_2O	893,37 „	

Nachdem das Betonieren beendet war, wurde der Beton mit Dachpappe und Ziegelsteinen abgedeckt und das Sümpfen der Lauge eingestellt; die Lauge stieg infolgedessen im Schacht bis zu 130 m oberhalb des Betonklotzes und lastete mit einem Druck von rd. 20 at auf dem frischen Beton. Nach 4 Wochen wurde dann der Schacht wieder gesümpft und die Schachtsohle in der sechsten Woche wieder erreicht. Nunmehr wurden das Durchtrittsrohr und die Zementierrohre geschlossen und Zement mit einem Druck von ebenfalls 20 at durch eines der Zementierrohre an der Peripherie hindurchgepreßt. Gleich zu Beginn des Verpressens hob sich der ganze Klotz in der Mitte um 30 cm und barst mit zahlreichen Rissen. Der Klotz wurde bis auf 4 m Tiefe mit Preßlufthämmern weggespitzt und dabei festgestellt, daß der Beton noch nicht erhärtet war.

Der Verdacht lag nahe, daß die Lauge beim Betonieren mit dem frischen Beton in Berührung gekommen war und dessen Abbinden verhindert oder doch verzögert hatte. Dieser Verdacht wurde bestätigt durch die Untersuchung eines gelegentlich einer Besichtigung der Schachtanlage entnommenen, nicht erhärteten Betonstückes, die folgendes Ergebnis lieferte:

Glühverlust	20,4%
davon Kohlensäure 5,6	
Wasser (Rest) 14,8	
Sand und Steine	18,9%
Lösliche Kieselsäure	11,3%
Tonerde	7,9%
Eisenoxyd	2,1%
Kalk.	32,3%
Magnesia	0,9%
Alkalien (als Na_2O berechnet) .	2,2%
Schwefelsäure (SO_3)	0,7%
Chlor	3,9%.

Aus diesem Analysenbefunde geht hervor, daß der Beton mit Salzlösung getränkt war.

Um genaueren Aufschluß über die Ursachen der Zerstörung des Betonklotzes bzw. des mangelhaften Abbindens und Erhärtens des Betons zu gewinnen, sind auf Veranlassung der Schachtverwaltung nachstehende Versuche über das Verhalten von Zement und Zementbeton gegenüber der Einwirkung der Kalilauge (als Anmache- und Lagerflüssigkeit) ausgeführt worden. Zu diesen Untersuchungen sollte außer Portlandzement und Tonerdezement, wie er zur Herstellung des Betonklotzes benutzt worden war, auch Erzzement verwendet werden.

B. Probematerial.

Das Probematerial bestand aus

1. Portlandzement,
2. Erzzement,
3. Tonerdezement,
4. Oderkies,
5. Kalilauge.

C. Umfang der Versuche.

1. Prüfung der Zemente nach den Normen einschließlich Analyse,

2. Ermittlung der Abbindeverhältnisse der Zemente, angemacht mit

a) Wasser,

b) Lauge,

3. Ermittlung der Druckfestigkeit des Betons aus 1 Gtl. Zement + 3 Gtl. Kiessand, erdfeucht und weich angemacht mit

a) Wasser,

b) Lauge

nach 28 Tagen und 3 Monaten Erhärtung unter

α) Wasser,

β) Lauge

nach vorheriger dreitägiger Lagerung an der Luft,

4. Ermittlung der Druckfestigkeit des Betons aus 1 Gtl. Zement + 3 Gtl. Kies, erfeucht und weich angemacht mit

a) Wasser } Nach 28 Tagen und 3 Monaten Erhärtung in Lauge,
b) Lauge }

jedoch an Körpern, die sofort nach Fertigstellung unter Lauge gebracht wurden.

D. Herstellung der Mischungen und Probekörper für die Festigkeitsversuche.

Zement und Kiessand wurden in dem vorgeschriebenen Mischungsverhältnis zunächst von Hand trocken und nach Zusatz der Anmacheflüssigkeit (Wasser oder Lauge) im Mörtelmischer Steinbrück-Schmelzer unter Anwendung von 20 Schalenumdrehungen naß gemischt[1]. Der Zusatz an Anmacheflüssigkeit wurde so bemessen, daß der Beton erdfeuchte oder weiche Beschaffenheit erlangte. Die Höhe dieses Zusatzes ist aus Tafel 5 und 6 ersichtlich.

Der erdfeuchte Beton wurde in die Formen auf dem Hammerapparat Bauart Böhme unter Anwendung von 150 Schlägen eingeschlagen, der weich angemachte in die Formen eingefüllt.

Für die Versuche unter C 3 wurden die Probekörper nach 3 Tagen Luftlagerung und für die Versuche C 4 sofort nach Fertigstellung unter Wasser bzw. Lauge gebracht. Die Lagerflüssigkeit wurde alle 14 Tage erneuert.

Die Schachtlauge hatte nach der im Amt ausgeführten Analyse folgende Zusammensetzung:

---

[1] Als Einheitsgewichte für die nach Raumteilen zu mischenden Stoffe wurden deren Litergewichte eingefüllt benutzt, und zwar wurde verarbeitet an Stelle eines Liters für

Portlandzement	1,130 kg
Erzzement	1,270 „
Tonerdezement	1,120 „
Kiessand	1,570 „

Digitized by Google

Kalk = CaO —	2,033 g	in 1 Liter.
Magnesia = MgO — . . .	3,206 „	
Schwefelsäure = SO_3 —. .	3,778 „	
Chlor = Cl —	176,000 „	

Hiernach stellt die Schachtlauge eine fast gesättigte Lösung von Alkalichloriden dar, die außerdem noch erhebliche Mengen Magnesiumsulfat (5,7 g im Liter), Magnesiumchlorid (3,1 g im Liter) und Calciumchlorid (3,9 g im Liter) enthält.

E. Versuchsergebnisse.

Die Versuchsergebnisse sind in den Tafeln 1 bis 6 verzeichnet, und zwar enthält

Tafel 1 die Analyse der verwendeten Zemente,

Tafel 2 die Ergebnisse der Bestimmung der allgemeinen Eigenschaften der Zemente,

Tafel 3 die Ergebnisse der Prüfung der Zemente auf Normenfestigkeit,

Tafel 4 die Ergebnisse der Ermittlung der Abbindeverhältnisse der mit Wasser bzw. Lauge angemachten Zemente,

Tafel 5 die Ergebnisse der Prüfung der nach 3 Tagen Luftlagerung in Wasser oder Lauge gebrachten Betonproben auf Druckfestigkeit,

Tafel 6 die Ergebnisse der Prüfung der sofort nach Fertigstellung in Lauge gebrachten Körper auf Druckfestigkeit.

Nach etwa 20 Stunden Lagerung in Wasser und Lauge zeigten die mit Lauge erdfeucht angemachten Probekörper aus Tonerdezement Längs- und Querrisse, die sich allmählich erweiterten. Die Betonmasse der in Wasser gelagerten Proben blieb an sich fest und war mit dem Fingernagel nicht ritzbar, während die in Lauge gelagerten Körper nach 4 Tagen unter Schaumbildung[1] zerfallen waren. Die weich mit Lauge angemachten Probekörper blieben, soweit sie unter Wasser erhärteten, erhalten, während die unter Lauge gebrachten nach 3 Tagen Längs- und Querrisse zeigten, die sich allmählich erweiterten und nach 5 Tagen unter Schaumbildung zerfallen waren. Dies auffällige und unerwartete Verhalten der aus Tonerdezement hergestellten Probekörper gab Veranlassung, neue Körper aus diesem Zement unter den gleichen Bedingungen zu fertigen und zu lagern. Das Ergebnis war jedoch das gleiche wie bei der ersten Versuchsreihe.

Nur die mit Lauge weich angemachten Körper aus Tonerdezement, die nach 3 Tagen Luftlagerung unter Wasser gesetzt wurden, blieben wider alles Erwarten vollständig erhalten.

Die mit Lauge weich angemachten, aber sofort unter Lauge gebrachten Körper zerfielen dagegen ebenfalls wie die erdfeucht angemachten.

F. Schlußfolgerung.

Nach dem Ergebnis der Normenprüfung des Portlandzementes hat dieser die Eigenschaften eines normalen Portlandzementes. Er ist jedoch schnellbindend. — Der Erzzement hat die chemische Zusammensetzung von Handelserzzement und ist im übrigen normengemäß. Er ist sehr langsambindend, jedoch sehr fein gemahlen. Er besitzt die gleiche Bindekraft wie der Portlandzement. Der Tonerdezement hat die Zusammensetzung handelsüblicher Zemente gleicher Art; er ist mittelbindend und ziemlich fein gemahlen. Er ist von außerordentlich hoher Bindekraft, insbesondere weist er sehr hohe Druckfestigkeit auf.

Nach dem Ergebnis der Prüfung auf Abbindezeit der mit Lauge angemachten Zemente verzögert das An-

Tafel 1. Analyse der Zemente.

Art des Zementes	Gehalt in % an								
	Glühverlust	Unlöslicher Rückstand	Kieselsäure	Tonerde	Eisenoxyd	Kalk	Magnesia	Schwefelsäure	Alkalien (Rest)
Portlandzement	2,52	0,81	22,75	6,05	2,25	63,08	1,06	1,14	0,34
Erzzement	1,87	0,24	24,02	3,01	4,97	62,80	0,91	2,02	0,16
Toerdezement	0,25	7,51[1]	6,13	40,37	5,23	39,08	0,77	0,14	0,52

Tafel 2. Allgemeine Eigenschaften der Zemente.

Art des Zementes	Raumgewicht		Spezifisches Gewicht lufttrocken	Abbindeverhältnisse		Raumbeständigkeit			Mahlfeinheit	
	eingelaufen Rl kg/l	eingerüttelt Rr kg/l		Erhärtungsanfang nach	Abbindezeit von	Darrprobe	Kochprobe	Normenprobe	Rückstand in % auf den Sieben mit Maschen 900	4900
Portlandzement	1,090	1,910	3,070	40 Minuten	1 Stunde	Bestanden			0,2	9,0
Erzzement	1,190	2,020	3,180	7 Stunden	12 Stunden	Bestanden			0,1	6,2
Tonerdezement	1,090	1,910	2,990	$3^3/_4$ Stunden	$4^1/_2$ Stunden	Bestanden			0,6	6,9

Tafel 3. Normenfestigkeit der Zemente.

Art des Zementes	Mittlere Zugfestigkeit	Mittlere Druckfestigkeit	Mittlere Druckfestigkeit in kg/cm² nach 28 Tagen	
	nach 7 Tagen Wasserlagerung		Wasserlagerung	kombinierter Lagerung
Portlandzement	23,4	184	289	350
Erzzement	21,4	187	336	350
Tonerdezement	35,7	631	700	815

[1] Der „Unlösliche Rückstand" enthält: 4,01% Kieselsäure, 1,95% Tonerde, 0,29% Eisenoxyd, 1,26% Kalk und Spuren Magnesia.

[1] Der Schaum bestand, wie die Analyse ergab, im wesentlichen aus Tonerde.

Digitized by Google

Tafel 4. Ergebnisse der Prüfung auf Abbindeverhältnisse.

Art des Zementes	Anmacheflüssigkeit: Art	Anmacheflüssigkeit: Zusatz %	Wärmeerhöhung °	Erhärtungsanfang nach	Abbindezeit von	Durchschnittliche: Wärme der Luft °	Durchschnittliche: Wärme der Anmacheflüssigkeit °	Durchschnittliche: Luftfeuchtigkeit %
Portlandzement	Wasser	25,0	8,4	40 Minuten	1 Stunde	18,0	17,0	59
	Lauge		3,2	40 Minuten	17 Stunden	18,0	17,0	62
Erzzement	Wasser	24,0	0,6	7 Stunden	12 Stunden	17,8	17,0	57
	Lauge		1,2	11 Stunden	28 Stunden	18,0	17,0	65
Tonerdezement	Wasser	25,0	8,2	$3^3/_4$ Stunden	$4^1/_2$ Stunden	18,0	17,0	57
	Lauge		2,3	4 Stunden	21 Stunden	18,0	17,0	65

Tafel 5. Ergebnisse der Druckfestigkeitsversuche. Mischungsverhältnis: 1 Gwtl. Zement + 3 Gwtl. Kiessand.

Art der Anmacheflüssigkeit			Wasser				Lauge			
Art des Anmachens (Höhe des Zusatzes)			Erdfeucht (7,5%)		Weich (12,5%)		Erdfeucht (7,5%)		Weich (12,5%)	
Art der Lagerung		Versuch Nr.	Druckfestigkeit in kg/cm² nach							
			28 Tagen	3 Monaten	28 Tagen	3 Monaten	28 Tagen	3 Monaten	28 Tagen	2 Monaten
Portlandzement										
Drei Tage in feuchter Luft, die übrige Zeit unter	Wasser	1	140	180	65	101	137	167	127	212
		2	157	189	66	104	140	170	131	215
		3	153	183	64	95	137	170	131	218
		Mittel	**150**	**184**	**65**	**100**	**138**	**169**	**130**	**215**
	Lauge	1	147	167	48	72	150	163	98	157
		2	147	173	49	72	140	167	91	163
		3	147	167	49	72	147	167	95	160
		Mittel	**147**	**169**	**49**	**72**	**146**	**166**	**95**	**160**
Erzzement										
Drei Tage in feuchter Luft, die übrige Zeit unter	Wasser	1	330	404	183	286	264	320	193	330
		2	307	410	180	280	273	310	186	307
		3	334	404	180	273	260	310	189	313
		Mittel	**324**	**406**	**181**	**280**	**266**	**313**	**189**	**317**
	Lauge	1	286	347	160	238	212	273	163	260
		2	283	344	167	228	225	273	160	251
		3	283	347	160	235	222	273	160	241
		Mittel	**284**	**346**	**162**	**234**	**220**	**273**	**161**	**251**
Tonerdezement										
Drei Tage in feuchter Luft, die übrige Zeit unter	Wasser	1	599	613	397	443	Nach 20 Stunden zeigten die Proben Längs- und Querrisse, die sich erweiterten.	Die Proben behielten ihren Zusammenhang, der Mörtel war fest, mit dem Fingernagel nicht ritzbar.	254	347
		2	576	613	401	456			260	337
		3	620	623	410	447			257	350
		Mittel	**598**	**616**	**403**	**449**			**257**	**345**
	Lauge	1	566	593	397	483		Nach 4 Tagen waren die Proben unter Schaumbildung zerfallen.	Nach 3 Tagen zeigten die Proben Längs- und Querrisse, die sich erweiterten. Nach 5 Tagen waren die Proben unter Schaumbildung zerfallen.	
		2	576	599	401	470				
		3	559	586	407	479				
		Mittel	**567**	**593**	**402**	**477**				

machen mit Lauge das Abbinden außerordentlich. Die Abbindezeit verlängert sich für den Portlandzement von 1 auf 17 St., für den Erzzement von 12 auf 28 St. und für den Tonerdezement von $4^1/_2$ auf 21 St.

Von geringerem Einfluß ist das Anmachen mit Lauge auf den Beginn des Abbindens, der bei dem Portlandzement und Tonerdezement sich kaum verändert; bei dem Erzzement wird auch das anfängliche Abbinden verlangsamt (von 7 auf 11 Stunden).

Aus den Ergebnissen der Festigkeitsversuche, die zwecks besserer Übersicht in den Tafeln 7 und 8 als Mittelwerte verzeichnet sind, läßt sich folgendes schließen:

a) Einfluß der Art der Anmacheflüssigkeit und der Höhe des Zusatzes an solcher.

Die mit Lauge erdfeucht angemachten Probekörper aus Portlandzement und Erzzement haben durchweg geringere Festigkeiten ergeben als die mit Wasser in gleicher Weise angemachten, gleichgültig, ob sie unter Wasser oder Lauge lagerten. Die mit Lauge weich angemachten Proben lieferten dagegen höhere Festigkeiten als die gleichen mit Wasser angemachten. Die aus Tonerdezement unter Zusatz von Lauge hergestellten Proben weisen in beiden Fällen (erdfeucht und weich) ein durchaus schlechteres Verhalten auf als die aus Portlandzement und Erzzement erzeugten. Die mit Lauge erd-

Digitized by Google

Tafel 6. Ergebnisse der Druckfestigkeitsversuche. Mischungsverhältnis: 1 Gwtl. Zement + 3 Gwtl. Kiessand.

Art der Anmacheflüssigkeit		Wasser				Lauge			
Art des Anmachens (Höhe des Zusatzes)		Erdfeucht (7,5%)		Weich (12,5%)		Erdfeucht (7,5%)		Weich (12,5%)	
Art der Lagerung	Versuch Nr.	Druckfestigkeit in kg/cm² nach							
		28 Tagen	3 Monaten	28 Tagen	3 Monaten	28 Tagen	3 Monaten	28 Tagen	3 Monaten
		Portlandzement							
Die Probekörper wurden sofort nach Fertigstellung unter Lauge gebracht und nach 20 Stunden entfernt, mit Ausnahme der Körper aus Erzzement, mit Lauge angemacht, die, weil noch sehr weich, erst nach 40 Stunden entfernt wurden.	1	170	206	52	68	127	160	85	137
	2	163	212	49	66	127	157	86	127
	3	170	212	50	67	118	160	93	131
	Mittel	**168**	**210**	**50**	**67**	**124**	**159**	**88**	**132**
		Erzzement							
	1	267	374	104	153	241	310	107	186
	2	270	367	95	170	238	317	127	189
	3	277	371	102	163	231	334	131	180
	Mittel	**271**	**371**	**100**	**162**	**237**	**320**	**122**	**185**
		Tonerdezement							
	1	437	536	450	460	Die Proben zeigten nach etwa 4tägiger Lagerung tiefe Längs- und Querrisse.			
	2	493	543	447	473	Die Proben waren weich.		Die Proben waren hart.	
	3	—	533	424	456	Die Risse erweiterten sich täglich und führten schließlich nach weiterer 3tägiger Lagerung zum Zerfall der Proben.			
	Mittel	**465**	**537**	**440**	**463**	Aus den Proben quoll weißer Schaum.		Die Proben waren ebenfalls weich geworden.	

Tafel 7. Mittelwerte der Druckfestigkeitsversuche nach Tafel 5. Die in Klammern ( ) stehenden Zahlen bedeuten die Festigkeitszunahme in % der 28-Tage-Festigkeit.

Art der Anmacheflüssigkeit		Wasser				Lauge			
Art des Anmachens (Höhe des Zusatzes)		Erdfeucht (7,5%)		Weich (12,5%)		Erdfeucht (7,5%)		Weich (12,5%)	
Art des Zementes	Art der Lagerung	Mittlere Druckfestigkeit in kg/cm² nach							
		28 Tagen	3 Monaten	28 Tagen	3 Monaten	28 Tagen	3 Monaten	28 Tagen	3 Monaten
Portlandzement	Unter Wasser	150	184 (23)	65	100 (54)	138	169 (22)	130	215 (65)
	Unter Lauge	147	169 (15)	49	72 (47)	146	166 (14)	95	160 (68)
Erzzement	Unter Wasser	324	406 (25)	181	280 (55)	266	313 (18)	189	317 (68)
	Unter Lauge	284	346 (22)	162	234 (44)	220	273 (24)	161	251 (56)
Tonerdezement	Unter Wasser	598	616 (3)	403	449 (11)	Proben rissig, jedoch noch zusammenhängend		257	345 (34)
	Unter Lauge	567	593 (5)	402	477 (19)	Proben zerfallen		Proben zerfallen	

Tafel 8. Mittelwerte der Druckfestigkeitsversuche nach Tafel 6. Art der Lagerung: Sofort nach Fertigstellung unter Lauge.

Art der Anmache-flüssigkeit	Wasser				Lauge			
Art des Anmachens (Höhe des Zusatzes)	Erdfeucht (7,5%)		Weich (12,5%)		Erdfeucht (7,5%)		Weich (12,5%)	
Art des Zementes	Mittlere Druckfestigkeit in kg/cm² nach							
	28 Tagen	3 Monaten	28 Tagen	3 Monaten	28 Tagen	3 Monaten	28 Tagen	3 Monaten
Portlandzement	168	210	50	67	124	159	88	132
Erzzement	271	371	100	162	237	320	122	185
Tonerdezement	465	537	440	463	Proben zerfallen			

feucht gestampften Proben aus diesem Zement wurden, wie bereits oben erwähnt, in Wasser sowohl wie in Lauge zerstört. Von den mit Lauge weich angemachten blieben die unter Wasser gelagerten zwar erhalten, erlangten jedoch geringere Festigkeiten als die mit Wasser weich angemachten. Die gleichen in Lauge gelagerten Proben zerfielen ebenso wie die erdfeucht angemachten vollständig.

Auffallend günstig ist das Verhalten der mit Lauge angemachten Proben aus Portlandzement und Erzzement gegenüber den gleichen mit Wasser angemachten, namentlich was die weich angemachten Körper betrifft, die wider Erwarten durchschnittlich höhere Festigkeiten aufweisen als die gleichen mit Wasser angemachten. Dieser günstige Verlauf der Erhärtung äußert sich namentlich

Digitized by Google

nach 3 Monaten Lagerung der Proben, was damit zu erklären ist, daß die weich angemachten Proben mit fortschreitendem Alter erheblich stärker an Festigkeit zunehmen als die erdfeucht angemachten. Diese Festigkeitssteigerung der weich angemachten Proben schwankt für Portlandzement und Erzzement zwischen 56 und 68% gegenüber nur 14 bis 24% bei den erdfeucht angemachten. Bei dem Tonerdezement beträgt diese Zunahme 34%.

Die Festigkeitszunahme der mit Wasser angemachten Proben ist geringer; denn sie schwankt für Portlandzement und Erzzement, erdfeucht angemacht, zwischen nur 15 und 25% und, weich angemacht, zwischen 44 und 55%. Der Festigkeitszuwachs der Proben aus Tonerdezement (mit Wasser angemacht) ist, der Eigenart solcher Zemente entsprechend, sehr gering. Er schwankt für die erdfeucht eingeschlagenen Proben zwischen nur 3 und 5% und für die weich eingefüllten zwischen 11 und 19%.

Das verhältnismäßig günstige Verhalten der mit Lauge angemachten Probekörper aus Portlandzement und Erzzement ist vermutlich auf die durch die Lauge bewirkte Treibneigung zurückzuführen. Solche wirkt bekanntlich, falls sie nicht zu stark ist, auf die Druckfestigkeit begünstigend, führt jedoch, wenn sie eine gewisse Grenze überschreitet, zur Rißbildung und unter Umständen zum vollständigen Verfall, wie dies bei den Proben aus Tonerdezement zu beobachten ist.

Unaufgeklärt bleibt das Verhalten der weich angemachten, unter Wasser erhärteten Probekörper aus Tonerdezement, die nicht zerfallen sind, während die erdfeucht angemachten bei gleicher Lagerart zerstört wurden. Vielleicht können sich in dem weich angemachten und daher viele Hohlräume enthaltenden Beton die zum Treiben neigenden Verbindungen freier entfalten, ohne zur Zerstörung des Betongefüges zu führen, während sie in der erdfeucht angemachten, dicht gestampften Betonmasse allseitig auf Widerstand stoßen und deren Auseinandertreiben verursachen.

b) Einfluß der Art der Lagerung.

Die unter Lauge gelagerten Probekörper haben (mit Ausnahme der weich angemachten aus Tonerdezement) sämtlich geringere Festigkeiten ergeben als die in Wasser gelagerten, ein Beweis dafür, daß die Lauge die Erhärtung schädlich beeinflußt hat.

Die sofort unter Lauge gelegten Proben lieferten, erdfeucht angemacht, durchschnittlich höhere, und, weich angemacht, geringere Festigkeiten als die erst nach drei Tagen Luftlagerung unter Lauge gebrachten Körper gleicher Art.

Bei dem Erzzement ergaben die sofort in Wasser gelegten Probekörper, mit Wasser angemacht (in beiden Fällen, d. h. erdfeucht und weich), geringere Festigkeiten, und, mit Lauge angemacht, in erdfeuchter Mischung höhere und in weicher Mischung geringere Festigkeiten als die erst nach drei Tagen Luftlagerung unter Lauge gelegten.

Die mit Wasser angemachten Proben aus Tonerdezement verhielten sich bei Lagerung in Lauge äußerst günstig. Sie ergaben, erdfeucht gestampft, nahezu die gleichen Festigkeiten, und, weich eingefüllt, zum Teil höhere Festigkeiten als die unter Wasser erhärteten.

Die mit Wasser angemachten, sofort unter Lauge gelegten Proben aus Tonerdezement lieferten geringere Festigkeit als die erst nach drei Tagen Luftlagerung unter Lauge gebrachten.

G. Schlußergebnis.

Aus vorstehendem Prüfungsbefund ist zu ersehen, daß das Anmachen des Betons mit Lauge auf den Portlandzement und Erzzement innerhalb der angewendeten Beobachtungszeiten nur wenig, auf den Tonerdezement dagegen äußerst nachteilig eingewirkt hat, besonders wenn dieser erdfeucht, also mit wenig Wasser, angemacht war. Hoher Zusatz an Lauge wirkte auf Portlandzement und Erzzement sogar günstiger als hoher Wasserzusatz, ein Ergebnis, das die von Dr. Guttmann[1] bei Versuchen über das Verhalten von Zement gegenüber Schachtlauge gemachten Beobachtungen bestätigt. Auch er fand beim Anmachen mit Sole Verbesserung der Festigkeit.

Das Lagern des Betons in Lauge hat auf Portlandzement und Erzzement festigkeitsvermindernd gewirkt, ohne indessen innerhalb der vorgeschriebenen Lagerungsdauer (3 Monate) irgendwelche äußerlich wahrnehmbaren Beschädigungen des Betons herbeizuführen.

Auf den Beton aus Tonerdezement hat das Lagern in Lauge, wenn der Beton mit Wasser angemacht war, keinerlei schädigenden Einfluß ausgeübt. Die Festigkeit hat bei dieser Lagerart nicht die geringste Einbuße erlitten. War er dagegen mit Lauge angemacht, so wirkte das Lagern in Lauge derart zerstörend, daß völliger Zerfall eintrat.

Hieraus läßt sich schließen, daß die Zerstörung des Betonblockes in dem Förderschacht darauf zurückzuführen ist, daß der Beton des Blockes, der in seinem oberen Teil aus Tonerdezement hergestellt war, schon kurz nach seinem Einbringen, also noch wahrscheinlich während des Abbindens, mit der im Schacht herunterträufelnden Lauge in Berührung gekommen ist und später noch längere Zeit unter Lauge gestanden hat.

Ausgeschlossen ist auch nicht, daß zur Herstellung des Betons stellenweise eine Mischung aus Portlandzement und Tonerdezement verwendet und so die Widerstandsfähigkeit des Betons gegen die Einwirkung der Lauge vermindert worden ist; denn die Untersuchung der an Ort und Stelle entnommenen, nicht erhärteten Betonprobe ergab folgende Zusammensetzung des Bindemittels:

Lösliche Kieselsäure	20,5%
Tonerde	14,1%
Eisenoxyd	3,7%
Kalk	58,5%
Magnesia	1,7%
Schwefelsäure (SO_3)	1,2%.

Hiernach besteht das Bindemittel nicht aus Tonerdezement. Es kann aber auch andererseits wegen seines hohen Tonerde- und niedrigen Kalkgehaltes nicht als Portlandzement angesprochen werden. Allem An-

[1] Dr. A. Guttmann: Die Verwendbarkeit der hydraulischen Bindemittel im Kalibergbau, „Kali", Zeitschrift für Gewinnung, Verarbeitung und Verwertung der Kalisalze, H. 22. 1926.

Digitized by Google

schein nach liegt ein mit Tonerdezement vermischter Portlandzement vor.

Betrachtet man das Verhalten der verschiedenen Zemente unter Berücksichtigung ihrer chemischen Zusammensetzung, so ersieht man, daß der tonerdereiche, wenn auch kalkarme Tonerdezement weniger widerstandsfähig gegen das Anmachen mit Lauge ist als der tonerdearme, aber kalkreiche Portlandzement und Erzzement, woraus folgt, daß wahrscheinlich die Tonerde derjenige Bestandteil ist, der das Verhalten der Zemente gegenüber der Lauge bestimmt. Zu demselben Schluß ist übrigens auch Dr. Guttmann[1] bei ähnlichen wie den vorliegenden Versuchen gekommen. Auch er fand, daß gewissen Schachtlaugen gegenüber die tonerdereichen Zemente sich als weniger widerstandsfähig erweisen als die tonerdearmen.

Über den Rahmen des Arbeitsplanes der vorbesprochenen Versuche hinaus wurden noch folgende Untersuchungen angestellt, deren Ergebnisse, wenn auch für die Praxis von geringerer Bedeutung, in wissenschaftlicher Beziehung indessen sehr beachtenswert sind.

Aus weich angemachtem Mörtel aus 1 Gewtl. Portlandzement bzw. Erzzement und Tonerdezement und 3 Gewtl. Normensand wurden Würfel in Normalformat hergestellt, wobei gleichzeitig an verschiedenen Stellen der Probekörper kleine Stücke verschiedener Salzarten, und zwar von

a) älterem Carnallit mit Kieserit,
b) jüngerem Carnallit mit Kieserit,
c) Steinsalz und
d) Sylvenit

eingebettet wurden.

Die Körper lagerten zunächst an der Luft. Ihre Beobachtung ergab folgendes:

In einem Umkreise von etwa $^1/_2$ cm um die Salzbrocken herum traten Abbindestörungen ein. Diese Stellen blieben, außer bei den Proben mit Steinsalz, weich und feucht. Im übrigen war der Mörtel erhärtet. Die Steinsalz enthaltenden Würfel zeigten normales Erhärten. Am stärksten war der Angriff des älteren und jüngeren Carnallits (KCl, $MgCl_2 + 6\,H_2O$) mit Kieserit ($MgSO_4 + H_2O$). Die diese Salze enthaltenden Würfel aus Portlandzement und Erzzement zeigten an den Seitenflächen in der Nähe der eingelegten Salzstückchen schwache Auswitterungen und waren an den die Salzklümpchen umgebenden Stellen erst nach 7 Tagen trocken und erhärtet. Der Mörtel blieb aber in der Nähe der Salzstückchen bröckelig. Die Würfel aus Portlandzement zeigten nach 2 Wochen Risse (anscheinend Treibrisse), die sich indessen während der weiteren Beobachtungszeit nicht vergrößerten.

Die den Carnallit enthaltenden Würfel aus Tonerdezement waren noch nach 3 Wochen in der Nähe der Salzklümpchen feucht. Von außen waren große feuchte Flecken mit Ausblühungen weißer und brauner Salze und Ausschwitzungen einer braunen Flüssigkeit sichtbar. Die Flecken erschienen noch nach 4 Monaten nicht völlig trocken. Bei den Würfeln mit jüngerem Carnallit traten alle genannten Erscheinungen in erheblich stärkerem Maße auf als bei denen mit älterem Carnallit.

Nach 2 Tagen Luftlagerung wurde von jeder Reihe Proben ein Würfel ins Wasser gelegt, und zwar derart, daß die Würfel mit den gleichen Salzen in einem Gefäß für sich lagerten.

Die Salze lösten sich auf. Nach 24 Stunden trat bei allen Probekörpern völlige Erhärtung der vorher weichen Stellen ein.

Die Würfel aus Portlandzement mit Carnallit zeigten ebenso wie bei Luftlagerung nach 14 Tagen schwache Treibrisse. Alle übrigen Proben blieben äußerlich unverändert.

Zusammenfassung:

Erzzement erwies sich am widerstandsfähigsten gegen die Einwirkung der verwendeten Salze. Es traten weder Risse noch starke Ausblühungen auf. Für die Wirkung der Salze auf Portlandzement und Tonerdezement war anscheinend der Gehalt der Salze an Magnesiumchlorid entscheidend. Nur die $MgCl_2$ enthaltenden Salze bewirkten Treiben bzw. starke Auswitterung.

[1] S. Bemerkung S. 68.

Die Einwirkung von Schwefelwasserstoff auf Kalkmörtel, Zementmörtel und Beton.

Von **V. Rodt**[1].

Die oft noch in letzter Zeit in der Literatur auftauchenden irrigen Auffassungen über die Wirkung von Schwefelwasserstoff auf Bauten aus Kalk-, Zementmörtel und Beton veranlassen mich, auf ausführliche Untersuchungen, die im Auftrage des deutschen Ausschusses für Eisenbeton[2] (Moorausschuß) im Jahre 1915 ff. ausgeführt worden sind, zurückgreifend, dieses Gebiet klarzulegen.

In Anschluß an die Lagerung von Mörtelkörpern verschiedener Mischungsverhältnisse, in den vom Moorausschuß ausgewählten Hoch- und Niederungsmooren in den Gebieten des Elb-Trave-Kanals, des Kehdinger Hochmoors und des Bayrischen Moores bei Bernau wurden im Laboratorium kleine, flache kreisförmige Plättchen von 34 mm Durchmesser und 4 mm Höhe geformt und der Einwirkung eines Schwefelwasserstoffgasluftgemisches ausgesetzt.

Die Zusammensetzung dieses wassergesättigten Gasgemisches war 1 Vol. Schwefelwasserstoff auf 15 bis 100 Vol. Luft. Die Plättchen bestanden aus: a) reinem Kalkteig, b) reinem kohlensauren Kalk, c) einem Gemisch aus Kalk und Sand im Gewichtsverhältnis 1:7, d) Zementmörtel 1:3 im frischen Zustande, sowie nach 28tägiger Abbindezeit.

Die kreisförmigen Plättchen wurden hochkant in Glasschälchen im Innern von Exsikkatoren aufgestellt,

[1] Original: Zement 14, Nr. 22, S. 481/83 (1925).

[2] Prot. d. d. Aussch. für Eisenbeton, Heft 49, S. 83: „Versuche über das Verhalten von Mörtel und Beton im Moor." Wilhelm Ernst & Sohn, Berlin 1922.

Digitized by Google

durch welche das Gasgemisch in dauerndem Strome langsam durchgeleitet wurde.

Ohne die tabellarische Zusammenstellung der Versuchsresultate hier zu wiederholen, seien die Ergebnisse der auf breiter Basis aufgebauten Versuche in folgendem kurz wiedergegeben, um sie einem größeren Kreise von Lesern zugänglich zu machen.

Auf kohlensauren Kalk hatte der lufthaltige Schwefelwasserstoff fast keine Einwirkung. Bei absichtlichem Zusatz von Eisenoxyd[1] entstanden sehr geringe Mengen von Gips, die jedoch bei 8tägiger Lagerung in keinem Falle 2% der vorhandenen Kalkmenge überstiegen.

Ganz anders verhalten sich die Kalkhydrat enthaltenden Bindemittel. Nach kurzer Zeit der Einwirkung erscheinen an den sandfreien, sowie an den Mörtelkörpern Flüssigkeitsaussonderungen, die anfangs farblos sind, bald aber eine immer gelbere Farbe annehmen und schließlich von den Körpern unten abfließen.

Die Untersuchung dieser Flüssigkeit ergab stets, daß sie aus dem zerfließlichen Kalziumsulfhydrat ($Ca(SH)_2$) bestand, welches unter der Einwirkung des Luftsauerstoffes sehr bald unter Gelbfärbung in das Polysulfidhydrat überging. Diese Laugen ergaben dementsprechend beim Ansäuern mit Salzsäure unter Entwicklung von Schwefelwasserstoff eine sehr starke Schwefelausscheidung. Wie ersichtlich, werden diese äußerst leicht löslichen Kalziumsulfhydrate durch wenig Wasser leicht abgespült und der weiteren Einwirkung auf der Oberfläche der Mörtelkörper entzogen. Wurden derartige von Schwefelwasserstoff angegriffene Körper jedoch nachträglich längere Zeit der Luft ausgesetzt, veränderte sich wesentlich das Bild. Die Oberfläche nahm ein trockenes Aussehen an und die an der Oberfläche befindlichen Anteile bestanden dann im wesentlichen aus Kalziumthiosulfat, welches infolge Oxydation durch den Sauerstoff der Luft aus den Resten vom Kalziumpolysulfid, die an der Oberfläche verblieben waren, hervorgegangen ist. Dieses Thiosulfat selbst ist nun ein gegen Oxydation ziemlich beständiger Körper. Ist aber infolge der Anwesenheit von Kohlensäure Gelegenheit zur Umsetzung unter Abscheidung von kohlensaurem Kalk und Entwicklung freier Thioschwefelsäure gegeben, so zersetzt sich letztere leicht in schweflige Säure und Schwefel entsprechend der Gleichung:

$$H_2S_2O_3 = H_2O + SO_2 + S.$$

Die freie schweflige Säure vermag dann ihrerseits kohlensauren Kalk unter Bildung von Kalziumsulfit zu zersetzen, sofern nicht noch überschüssiger Schwefelwasserstoff vorhanden ist. Denn mit letzterem setzt sich die schweflige Säure zu Wasser und molekularem Schwefel um nach der Gleichung:

$$2\ H_2S + SO_2 = 2\ H_2O + 3\ S.$$

Kalziumsulfit endlich vermag durch Oxydation in Kalziumsulfat (Gips) gemäß folgender Gleichung überzugehen:

$$CaSO_3 + O = CaSO_4.$$

[1] Die Mischung wurde durch Fällung eines Gemisches von Chlorkalzium und Eisenchlorid mit Ammoniumkarbonat erzeugt.

Unter den tatsächlichen Verhältnissen muß berücksichtigt werden, daß wir in den Mörtelkörpern unter normalen Verhältnissen erhebliche Mengen von freiem Kalk verfügbar haben, so daß das aus dem Kalziumpolysulfid gebildete Erstlingsprodukt, das Kalziumthiosulfat durch die Kohlensäure der Luft erst dann die besprochenen Umwandlungen erfahren kann, wenn der freie Kalk in kohlensauren Kalk umgewandelt ist und die weitere disponible Kohlensäure auf das Thiosulfat zur Einwirkung kommt. Da der Kohlensäuregehalt der Luft im Durchschnitt nur 0,03% beträgt, ist ersichtlich, daß der Übergang in Kalziumsulfat und damit die Gipsbildung in freier Luft sehr langsam verlaufen wird. Wesentlich beschleunigt wird der Prozeß freilich, wenn in Kanälen oder in überdeckten Sammelbecken die Möglichkeit des Entweichens größerer Mengen von Kohlensäure aus dem fließenden Wasser oder durch Fäulnis aus Faulschwamm besteht. Und so erklärt sich das in der Praxis vielfach beobachtete Auftreten reichlicher Gipsmengen an den vom Wasser nicht bespülten Gewölbeteilen von Kanälen, die Schwefelwasserstoff enthaltende Wässer führen[1].

Aus dem Gesagten geht hervor, daß schwefelwasserstoffhaltige Wässer, soweit sie Kalkmörtel oder Zementmörtel bespülen, durch Bildung von Kalziumsulfhydrat auslaugend wirken werden und der Schwefelwasserstoff ähnlich wie jede schwache Säure wirkt, die lösliche Kalksalze zu bilden vermag.

Stephan und Tacke hielten das Schwefelkalzium für unlöslich. Dies trifft nur für das im Schmelzfluß dargestellte CaS zu, nicht aber für das Einwirkungsprodukt von H_2S auf $Ca(OH_2)$.

Die auf diese Weise gebildete Schwefelalkalilösung wirkt an und für sich auf den Mörtel nicht ein, wie die Versuche von Renezeder[2] zeigen, der die Einwirkung von Schwefelnatriumlösungen beobachtete, sowie nach den Ausführungen von Schauer[3] bezüglich der Einwirkung von Schwefelkalzium auf Zement und Schlacke, die durch Frede[4] u. a. ihre richtige Erklärung fanden.

Ein Zeichen dieser Erstlings-Einwirkung von Schwefelwasserstoffwasser auf Zementmörtel ist die schwarzblaue Färbung im Kern der Körper, beruhend auf der Bildung von Schwefeleisen, welche sich nach kurzer Lagerung an der Luft in den äußeren Schichten in eine Braunfärbung verwandelt, beruhend auf der Zersetzung des gebildeten Schwefeleisens in hydratisches Eisenoxyd und freien

[1] Brettschneider: Zentralbl. Bauverw. Bd. 37, S. 104. 1917; Gesundheitsing. Bd. 30, S. 25. 1907; Jantzen: Zementbauzerstörung durch Schwefelwasserstoffentwicklung bei Granulation von Hochofenschlacke, H. 49, S. 3. 1922; Steuer: Tonindustrie Bd. 23, S. 1604. 1899; Sartori: Chem.-Zg. Bd. 39, S. 957. 1915; Heyer: Chem.-Zg. Bd. 40, S. 102. 1916; Bötke: Techn. Rundsch. Bd. 19, Nr. 16. 1913; Stephan: Beton Eisen Bd. 9, S. 22. 1910; Protokolle der deutschen P. Z. F. 1914, S. 119; Weihrauch: Die Wasserversorgung der Städte, 2. Aufl., Bd. 1, S. 229. Leipzig 1914; Engineering-Record Bd. 57, S. 20. 1908; Eng. Chem. Bd. 4, S. 564. 1912; Gesundheitsing. Bd. 33, S. 632. 1910.

[2] Tonindustrie Bd. 31, S. 172. 1907.

[3] Zement Bd. 12, S. 11. 1923.

[4] Zement Bd. 12, S. 35. 1923.

Digitized by Google

Schwefel[1]. Zur Bildung von Gips dagegen kann es nur an den vom Wasser nicht berührten Stellen kommen, sofern gasförmige Kohlensäure und Luft zur Einwirkung kommen und insbesondere dann, wenn die Einwirkung dieser beiden Stoffe abwechselnd — d. h. eine Zeitlang Schwefelwasserstoff- und eine Zeitlang Kohlensäureeinwirkung — erfolgt. Solche Verhältnisse dürften in Kläranlagen und Faulräumen bestanden haben, von deren weitgehenden Zerstörungserscheinungen dieser Art die angeführte Literatur berichtet; denn die Einwirkung des auf diese Weise entstandenen Gipses auf Betonbauwerke dürfte an dieser Stelle als genügend bekannt keiner weiteren Ausführung bedürfen.

[1] Rodt-Mecklenburg: Z. angew. u. anorg. Chem. Bd. 102, S. 140. 1918; Mitt. a. d. Königl. Materialprüf.-Amt 1907, H. 1, S. 32.

Kalkpulver als Ersatz für Kalkteig in der Traßnormenmischung.

Von **H. Burchartz**[1].

A. Anlaß zu den Versuchen und Zweck derselben.

Nachdem durch die vom „Unterausschuß für Normenkalk“[2] angestellten Versuche über die Verwendbarkeit von Kalkpulver an Stelle des in den Traßnormen vorgeschriebenen Kalkteiges zur Bereitung des Traßnormenmörtels die Eignung des Kalkpulvers für diesen Zweck festgestellt war[3], wurde in der am 26. März 1924 zu Berlin stattgehabten Sitzung des „Ausschusses für Revision der Traßnormen“ beschlossen, statt der bisher gebräuchlichen Mischung 1 Rtl. Traß + 1 Rtl. Normenkalkteig + 1 Rtl. Normensand die Mischung 1 Gtl. Traß + 0,8 Gtl. Normenkalkpulver + 1,5 Gtl. Zementnormensand zur Ermittlung der Normenfestigkeiten der Trasse zu verwenden. Ferner wurde beschlossen, Versuche auszuführen, um zu ermitteln, wie sich die mit dem Kalkpulver erzielten Festigkeiten zu den mit Kalkteig gewonnenen verhalten, um gegebenenfalls die in den alten Traßnormen festgelegten Mindestwerte für die Zug- und Druckfestigkeit entsprechend zu erhöhen. Ferner sollte festgestellt werden, ob Normenkalkpulver, das nur durch das 240-Maschensieb geschickt ist, die gleichen Festigkeiten liefert wie Kalkpulver, das durch das 900-Maschensieb gefeint ist.

Da es bei den bestehenden Traßnormen als Mangel empfunden wird, daß in ihnen nicht wie in den Zementnormen ein Verfahren vorgesehen ist, das es ermöglicht, die Richtigkeit des zum Anmachen des Normenmörtels gewählten Wasserzusatzes zu überprüfen[4], die zur Bereitung von Mörtel oder Beton angewendete Menge Wasser aber bekanntlich eine große Rolle spielt, weil sie deren Dichte und Festigkeit in hohem Grade beeinflußt, und vergleichbare Versuchsergebnisse bei der Normenprüfung nur gewonnen werden können, wenn der Wasserzusatz zum Normenmörtel nach einheitlichen Grundsätzen zuverlässig bestimmt wird, sollte weiterhin möglichst ein Verfahren ausfindig gemacht werden, das es gestattet, die Richtigkeit des Wasserzusatzes zur Traßnormenmischung objektiv zu überprüfen und zu beurteilen.

Nach Vorschlag Berndt[1] sollten zu diesem Zweck Eindruckversuche mittels der Vicatschen Nadel, die mit 2 kg belastet wird, ausgeführt werden, und zwar wie folgt:

Frisch eingeschlagene Druckprobekörper des in Normalsteife angemachten Normenmörtels sollten in der Form unter die mit 2 kg belastete Vicat-Nadel gestellt, diese ebenso, wie es bei dem Abbindeversuch mit Zement üblich ist, vorsichtig bis auf die Oberfläche des Körpers geführt und dann in den Mörtel einsinken gelassen werden. Die Tiefe des Eindringens der Nadel während einer Minute Belastung sollte gemessen werden.

War der Wasserzusatz richtig gewählt, so sollten die verschiedenen Trasse annähernd gleiche Eindringtiefe der Nadel zeigen.

Es mag schon an dieser Stelle bemerkt werden, daß diese Erwartung nicht eintraf, die Eindringversuche also nicht zu dem gewünschten Ergebnis führten.

Sämtliche Versuche sollten an folgenden Stellen ausgeführt werden:

1. Staatliches Materialprüfungsamt, Berlin-Dahlem.
2. Staatliche Materialprüfungsanstalt, Darmstadt.
3. Chemisches Laboratorium für Tonindustrie, Berlin.
4. Deutscher Traßbund, Andernach.
5. Bayerische Landesgewerbeanstalt, mechanisch-technische Abteilung, Nürnberg.

B. Probematerial.

Das Probematerial bestand aus:

1. Nettetaler Traß.
2. Brohler Traß.
3. Bayerischem Traß.
4. Normenkalkteig.

[1] Original; Tonindustrie-Zeitung 49, Nr. 50, S. 687/90 (1925).

[2] Der Ausschuß war durch den Ausschuß XVII (des Deutschen Verbandes für die Materialprüfungen der Technik) zur Revision der Traßnormen eingesetzt und bestand aus den Herren Geheimrat Prof. Berndt, Patentanwalt Cramer und Prof. Burchartz.

[3] Normenkalkpulver als Ersatz für Normenkalkteig zur Bereitung von Traßnormenmörtel. Mitt. a. d. Materialprüfungsamt 1924, H. 7/8, S. 81.

[4] Die Beurteilung, ob der Wasserzusatz zum Traßnormenmörtel richtig gewählt ist, ist zur Zeit eine rein gefühlsmäßige. Es wird nur festgestellt, ob der Mörtel erdfeucht ist, was daran erkannt werden soll, ob er sich noch in der Hand ballen läßt.

[1] Das bei der Zementnormenprüfung übliche Verfahren, die Richtigkeit des zum Anmachen des Normenmörtels gewählten Wasserzusatzes nach dem Verhalten des Mörtels beim Einschlagen auf dem Hammerapparat zu beurteilen — hiernach ist der Wasserzusatz richtig gewählt worden, wenn zwischen dem 90. und 110. Schlage Schlammabsonderung eintritt —, konnte bei der Traßnormenmischung nicht in Frage kommen, weil nach den vorliegenden Erfahrungen dieser Schlammaustritt beim Einschlagen des Traßmörtels überhaupt nicht erfolgte.

Digitized by Google

5. Normenkalkpulver:
   a) auf dem 900-Maschensieb abgesiebt;
   b) auf dem 240-Maschensieb abgesiebt.
6. Zementnormensand.

Der Nettetaler und Brohler Traß wurden vom Deutschen Traßbund, der bayerische Traß von den Bayerischen Traßwerken zur Verfügung gestellt. Der Normenkalkteig wurde den Beständen des Amtes entnommen, das erforderliche Kalkpulver durch Trocknen von Normenkalkteig gewonnen. Das trockene Pulver wurde zerkleinert und durch das 900- bzw. 240-Maschensieb geschickt. Leider stand zur Zeit des Beginns dieser Versuche nur stark abgelagerter Kalkteig zur Verfügung, da bis dahin eine Neueinlöschung und Abnahme von Normenkalkteig nicht stattgefunden hatte. Es war zu vermuten, daß die Verwendung dieses Kalkteiges das Gesamtergebnis der Festigkeitsversuche mehr oder weniger ungünstig beeinflussen würde. Dieses war aber von unwesentlicher Bedeutung, da es im vorliegenden Falle nicht auf die Erzielung besonders hoher, sondern vergleichbarer Werte ankam.

C Umfang der Versuche.

Die Untersuchungen umfassen, soweit sie im Staatlichen Materialprüfungsamt Berlin-Dahlem durchgeführt wurden, folgende Ermittlungen:

1. Prüfung der Trasse auf:
   a) chemische Zusammensetzung;
   b) Raumgewicht, spezifisches Gewicht;
   c) Mahlfeinheit;
   d) Gehalt an hygroskopischem und Hydratwasser.
2. Eindruckversuche nach dem Vicat-Verfahren zur Bestimmung des Wasserzusatzes für den Traßnormenmörtel.
3. Bestimmung der Zug- und Druckfestigkeit der Mörtelmischungen:

a) 1 Rtl. Traß + 1 Rtl. Normenkalkteig + 1 Rtl. Zementnormensand;

b) 1 Gtl. Traß + 0,8 Gtl. Normenkalkpulver (auf dem 900-Maschensieb abgesiebt) + 1,5 Gtl. Zementnormensand;

c) 1 Gtl. Traß + 0,8 Gtl. Normenkalkpulver (auf dem 240-Maschensieb abgesiebt) + 1,5 Gtl. Zementnormensand — nach 28 Tagen Erhärtung (3 Tage in feuchter Luft, 25 Tage in Wasser).

D. Herstellung der Mischung und der Probekörper für die Festigkeitsprüfungen.

a) Mischung aus Kalkteig (C 3a).

Die Bereitung dieser Mischung erfolgte genau gemäß den Vorschriften der alten Traßformen.

b) Mischungen aus Kalkpulver (3b und c).

Traß und Kalkpulver wurden in dem vorgeschriebenen Mischungsverhältnis zunächst 1 Min. trocken und nach Zusatz des gesamten erforderlichen Wassers nochmals 1 Min. in einer Schüssel mit einem Löffel gemischt. Dann wurde die Mischung im Traßnormenkollergang gleichmäßig verteilt und durch 50 Tellerumdrehungen bearbeitet. Der Mischung wurde der Normensand unter gleichmäßiger Verteilung im Kollergang zugesetzt und die Masse nochmals unter Anwendung von 25 Tellerumdrehungen durchgearbeitet. Der Wasserzusatz wurde, soweit die Mischungen in normaler Steife anzumachen waren, so bemessen, daß der Mörtel erdfeuchte Beschaffenheit erlangte. Dieser Zustand wurde nicht nur danach beurteilt, ob der Mörtel sich in der Hand ballen ließ, sondern auch nach seinem Verhalten beim Einschlagen, und zwar wurde der Wasserzusatz als richtig gewählt angesehen, wenn die Probekörper glatte Seitenflächen hatten (rauhe Flächen bilden sich bei zu trockenem Mörtel und deuten also auf zu geringen Wasserzusatz) und keine wagerechten Schichten bzw. Risse aufwiesen (Schichten- bzw. Rißbildung tritt bei zu hohem Wasserzusatz ein).

Für die Eindruckversuche wurden außer dem Mörtel mit normengemäßem Wasserzusatz auch solche mit geringeren und höheren Wasserzusätzen hergestellt.

Die Mörtel aus Nettetaler Traß erwiesen sich beim Eindruckversuch als weniger empfindlich als die aus dem Brohler und bayerischen Traß; denn, wie Vorversuche ergaben, lieferten erstere bei einem Unterschiede von $^1/_2$% im Wasserzusatz keine merkbaren Abweichungen in der Eindringtiefe. Z. B. ergab der Mörtel aus 12,5% Wasserzusatz keine andere Eindringtiefe als der mit 12%. Die Unterschiede im Wasserzusatz wurden daher beim Nettetaler Traß größer gewählt als bei den beiden anderen Trassen (1 statt $^1/_2$%).

Die angewendeten Wasserzusätze sind in Tab. 1 verzeichnet.

Tafel 1. Wassergehalt des Normenmörtels aus Kalkteig und Wasserzusätze zu den Normenmörteln aus Kalkpulver.

Art des Trasses	Normenmörtel aus				
	Kalkteig	Kalkpulver[1], auf 900-Maschinensieb gesiebt, mit			Kalkpulver[2], auf 240 Maschensieb gesiebt, mit
	Normaler Wassergehalt in %	Wasserzusatz a in %	Wasserzusatz b in %	Wasserzusatz c in %	Normalem Wasserzusatz in %
Nettetaler Traß	12,8	12,0	13,0	14,0	12,5
Brohler Traß	11,9	12,5	13,0	13,5	12,5
Bayerischer Traß	13,7	11,5	12,0	12,5	12,0

Die Anfertigung der Probekörper erfolgte gemäß den Vorschriften der Traßnormen auf dem Normen-Hammerapparat Bauart Böhme mit Festhaltung Martens.

Die Probekörper lagerten 3 Tage in feucht gehalteneu Kästen, die übrige Zeit unter Wasser von Zimmerwärme.

E. Eindruckversuche.

Diese Versuche wurden nur an Körpern der Mischung 1 Gtl. Traß + 0,8 Gtl. Normenkalkpulver (auf dem 900-Maschensieb abgesiebt) 1,5 +Gtl. Normensand vorgenommen. Sie erstreckten sich jedoch, um die Beziehungen zwischen der Höhe des Wasserzusatzes und dem Verhalten der Mörtel gegenüber dem Eindringen der mit

[1] Ein Liter wog eingefüllt im Mittel: 0,590 kg.
[2] Ein Liter wog eingefüllt im Mittel: 0,620 kg.

Digitized by Google

Tafel 2. Ergebnisse der Eindringversuche mittels der Vicat-Nadel unter 2 kg Belastung[1]. Mischung = 1 Gtl. Traß + 0,8 Gtl. Kalkpulver (900 Maschen) + 1,5 Gtl. Normensand. Dauer der Belastung: 1 Minute.

Art des Trasses	Wasserzuzatz %	Eindringtiefe in mm							Beurteilung nach dem Verhalten beim Einschlagen
Nettetaler Traß	12,0 (a)	3,0 +30%	2,1 −9%	2,3 0	1,9 −17%	2,0 −13%	2,6; +13%	Mittel = **2,3**	Seitenflächen rauh, Wasserzusatz zu niedrig
	13,0 (b)	5,4 −2%	7,8 +42%	5,5 0	5,5 0	5,0 −9%	4,0; −27%	Mittel = **55** 100	Seitenflächen glatt, rißfrei, Wasserzusatz richtig gewählt
	14,0 (c)	30,8 −10%	34,3 0	32,4 −6%	30,5 −11%	40,0 +17%	37,8; +10%	Mittel = **34,3**	Schichten- bzw. Rißbildung, Wasserzusatz zu hoch
	15,0 (d)	Nadel sinkt vollständig ein. Messung nicht ausführbar.							desgl.
Brohler Traß	12,5 (a)	5,8 +26%	4,1 −11%	5,8 +26%	3,1 −33%	5,5 +20%	3,1; −33%	Mittel = **4,6**	Seitenflächen rauh, Wasserzusatz zu niedrig
	13,0 (b)	9,0 −13%	9,3 −10%	10,8 +5%	10,6 +3%	11,0 +7%	11,3; +10%	Mittel = **10,3**	Seitenflächen glatt, rißfrei, Wasserzusatz richtig gewählt
	13,5 (c)	17,1 +1%	17,0 +1%	15,5 −8%	16,5 −2%	16,2 −4%	19,0; +12%	Mittel = **16,9**	Seitenflächen glatt, beginnende leichte, kaum merkliche Rißbildg.
	14,0 (d)	Nadel sinkt vollständig ein. Messung nicht ausführbar.							Schichten- bzw. Rißbildung, Wasserzusatz zu hoch
Bayerischer Traß	11,5 (a)	3,0 +36%	2,8 +27%	2,4 +9%	1,8 −18%	1,6 −27%	1,8; −18%	Mittel = **2,2**	Seitenflächen rauh, Wasserzusatz zu niedrig
	12,0 (b)	5,1 +8%	5,0 +6%	5,4 +15%	4,2 −11%	3,8; −19%		Mittel = **4,7**	Seitenflächen rauh, Wasserzusatz zu niedrig
	12,5 (c)	22,7 +40%	19,0 +17%	14,0 −14%	15,0 −7%	12,8 −21%	13,8; −15%	Mittel = **16,2**	Seitenflächen glatt, rißfrei. Wasserzusatz richtig gewählt
	13,0 (d)	Nadel sinkt vollständig ein. Messung nicht ausführbar.							Schichten- bzw. Rißbildung, Wasserzusatz zu hoch

2 kg belasteten Vicat-Nadel und damit die Brauchbarkeit des Vicat-Verfahrens für den in Aussicht genommenen Zweck festzustellen, nicht nur auf Mörtel, der in normengemäßer Steife (erdfeucht) hergestellt war, sondern auch auf solche, die mit niedrigeren und höheren Wasserzusätzen angemacht waren, und zwar wurden die Wasserzusätze soweit gesteigert, bis die 44 mm lange Nadel vollständig in den Mörtelkörper eindrang und die Tiefe des Eindringens nicht mehr meßbar war.

Die Versuche selbst wurden in der oben angegebenen Weise ausgeführt. Ihre Ergebnisse sind in Tafel 2 nebst den prozentualen Abweichungen der Einzelwerte vom Mittel jeder Reihe (s. die kleingedruckten Zahlen) zusammengestellt. Die letzte Längsspalte der Tabelle enthält Angaben über das Verhalten der Mörtel beim Einschlagen bzw. das Aussehen der Probekörper nach Fertigung und hierauf erfolgtem sofortigem Entformen.

Aus den Ergebnissen ist folgendes ersichtlich:

1. Die Eindringtiefe ist um so größer, je höher der Wasserzusatz ist, ein Ergebnis allerdings, das vorauszusehen war; denn je wasserreicher, also weicher der Mörtel ist, um so leichter kann die Nadel eindringen.

2. Die Eindringtiefe wächst nicht proportional mit dem Wasserzusatz, sondern nimmt mit gesteigertem Wasserzusatz unverhältnismäßig stark zu. Z. B. steigt bei dem Nettetaler Traß mit Erhöhung des Wasserzusatzes von 12 auf 13% die Eindringtiefe von 2,3 auf nur 5,5 mm (also um 139%), dagegen mit Erhöhung des Wasserzusatzes von 13 auf 14% von 5,5 auf 34,3 mm (also um 524%).

3. Die Eindringtiefe ist bei gleichem Wasserzusatz für die verschiedenen Trasse verschieden. Z. B. beträgt die Eindringtiefe im Mittel bei 13% Wasserzusatz

für den Nettetaler Traß . . . . . 5,5 mm,
für den Brohler Traß . . . . . 10,3 mm,

während bei dem bayerischen Traß mit diesem Wasserzusatz die Nadel soweit eindringt, daß die Tiefe des Eindringens nicht mehr meßbar ist.

4. Bei demjenigen Wasserzusatz, der nach dem Verhalten der Probekörper beim Einschlagen als normengemäß anzusehen war, ist die Eindringtiefe für die verschiedenen Trasse verschieden. Sie beträgt durchschnittlich für:

den Nettetaler Traß mit 13% Wasser . . . . . 5,5 mm
den Brohler Traß mit 13,0% Wasser. . . . . 10,3 mm
und den bayerischen Traß mit 12,5% Wasser. . 16,2 mm.

Anscheinend hängt das verschiedene Verhalten der Mörtel aus den verschiedenen Trassen mit deren Korngröße bzw. Feinheitsgrad zusammen. Der Nettetaler Traß ist nämlich grob, der Brohler weniger grob und der bayerische Traß am feinsten gemahlen. Je gröber aber das Korn ist, desto größerer Widerstand wird dem Eindringen der Nadel entgegengesetzt, um so langsamer wird die Nadel in den Mörtel eindringen und um so geringer ist die Eindringtiefe in der Zeiteinheit.

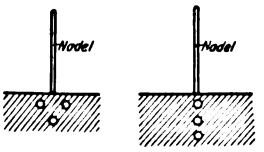


Abb. 1. Abb. 2.

Hierzu kommt auch noch der Einfluß, den die Lage der Körner der Trasse und auch die der Normensandkörner im Mörtel auf das Eindringen der Nadel ausübt. Z. B. wird, wenn die Körner wie in Abb 1 liegen, die Nadel leichter eindringen als bei der Lage nach Abb. 2.

[1] Die in der Tabelle klein gedruckten Zahlen sind die Abweichungen der Einzelwerte vom Mittel, dieses = 100 gesetzt.

Digitized by Google

Hieraus erklären sich auch die großen Schwankungen in den Einzelwerten der Eindruckversuche jeder Reihe (s. die kleingedruckten Zahlen in Tafel 2). So betragen bei normalem Wasserzusatz die größten prozentualen positiven und negativen Abweichungen der Einzelwerte vom Mittel bei dem

Nettetaler Traß . . . . + 42 bzw. — 27%,
Brohler Traß . . . . . + 12 bzw. — 8%,
Bayerischen Traß . . . + 40 bzw. — 21%.

Natürlich sind unter solchen Umständen die gewonnenen Mittelwerte unsicher und können keinen Anspruch auf Zuverlässigkeit machen.

Das Vicat-Verfahren ist also zur Bestimmung des richtigen Wasserzusatzes zum Traßnormenmörtel nicht geeignet.

F. Versuchsergebnisse.

Die Ergebnisse der Prüfung der zu den Versuchen verwendeten Trasse auf chemische Zusammensetzung, Gewicht, Mahlfeinheit und Gehalt an hygroskopischem und Hydratwasser sind in den Tafeln 3 und 4, die Werte der Bestimmung des Gewichtes der zu den Festigkeitsprüfungen hergestellten Probekörper und der Festigkeitsversuche selbst in den Tafeln 5 und 6 verzeichnet.

Die Ergebnisse der Gewichtsbestimmung und Festigkeitsprüfung sind mit allen Einzelwerten wiedergegeben, um deren Abweichungen voneinander und damit den Zuverlässigkeitsgrad der errechneten Mittelwerte erkennen zu lassen.

Nach der Analyse unterscheiden sich die Trasse wesentlich im Gehalt an in Salzsäure Unlöslichem, Sesquioxyden und Kalk. Die beiden rheinischen Trasse haben geringeren Gehalt an Unlöslichem, höheren Gehalt an löslicher Kieselsäure sowie Eisenoxyd und Tonerde und geringeren Gehalt an Kalk als das bayerische Traß. Auffallend hoch ist der Unterschied im Gehalt an Kieselsäure (24,55 bzw. 21,03 gegen 12,39%).

Im übrigen haben die Trasse die Zusammensetzung typischer rheinischer bzw. bayerischer Trasse und kennzeichnen sich als solche auch nach den übrigen Eigenschaften. Wie aus dem Ergebnis der Siebversuche hervorgeht, ist, wie auch bereits oben erwähnt, der Nettetaler Traß ziemlich grob, der Brohler weniger grob und der bayerische Traß am feinsten gemahlen.

Aus den Zahlen der Gewichtsermittlung ist ersichtlich, daß die Gewichte der Proben der einzelnen Reihen außerordentlich gut übereinstimmen. Die Zugprobekörper mehrerer Reihen haben sogar gleiches Gewicht. Bei den Druckprobekörpern beträgt die größte Abweichung im Gewicht nur 10 g, durchschnittlich 6 g. Dies entspricht einer größten positiven und negativen Abweichung von nur 0,5% vom Mittel.

Die Festigkeitszahlen zeigen gleichfalls gute Übereinstimmung in den Einzelwerten jeder Reihe. Die vorkommenden Schwankungen entsprechen den bei Mörtelfestigkeitsprüfungen vorkommenden.

An Hand der Ergebnisse der Festigkeitsprüfung, die zur leichteren Übersicht in Tafel 7 als Mittelwerte zusammengestellt und in Abb. 3 zeichnerisch aufgetragen sind, seien folgende Fragen behandelt:

1. Wie verhalten sich die (mit normalem Wasserzusatz angemachten) Mischungen aus Kalkpulver gegenüber denen aus Kalkteig?
2. Welchen Einfluß übt die Höhe des Wasserzusatzes auf die Mörtelfestigkeit aus?
3. Wie verhalten sich die Mischungen aus feinem Kalkpulver gegenüber denen aus grobem?
4. Können die zur Zeit in den Traßnormen vorgeschriebenen Mindestfestigkeiten erhöht werden?

Tafel 3.
Ergebnisse der Prüfung der Trasse auf chemische Zusammensetzung.

Art des Trasses	Nettetaler		Brohler		Bayerischer	
Bestandteile	Gehalt in % an in Salzsäure[1]					
	löslichen Anteilen	unlöslichen Anteilen	löslichen Anteilen	unlöslichen Anteilen	löslichen Anteilen	unlöslichen Anteilen
Kohlensäure	—	—	—	—	3,50	—
Wasser Hygroskopisches	2,99	—	3,18	—	5,29	—
Wasser Hydratwasser	7,35	—	7,96	—	5,45	—
Kieselsäure (SiO_2)	24,55	30,55	21,03	33,66	12,39	44,25
Tonerde (Al_2O_3)	11,02	[2] 8,03	12,35	[2] 7,50	4,15	[2] 11,22
Eisenoxyd (Fe_2O_3)	3,21		2,71		1,91	
Kalk (CaO)	1,08	1,02	1,71	0,74	6,25	1,14
Magnesia (MgO)	0,88	0,64	0,71	0,51	1,43	1,03
Schwefelsäure (SO_3)	Spuren		Spuren		Spuren	
Rest (Alkalien)	nicht bestimmt		nicht bestimmt		nicht bestimmt	

Tafel 4.
Ergebnisse der Prüfung der Trasse auf Raumgewicht, spez. Gewicht, Gehalt an hygroskopischem und Hydratwasser, Glühverlust und Mahlfeinheit.

Art des Trasses	Raumgewicht in kg/l		Spezifisches Gewicht, lufttrocken	Gehalt in % an		Glühverlust	Mahlfeinheit								
	eingelaufen Rl	eingerüttelt Rr		hygroskopischem Wasser	Hydratwasser		Rückstand in % auf den Sieben mit der übergeschriebenen Anzahl Maschinen für 1 qm								
						%	20	60	120	240	324	600	900	5000	S[4]
Nettetaler Traß	0,920	1,450	2,430	3,10	7,27	10,14	0,0	0,4	1,9	5,1	9,0	18,3	20,7	43,4	56,6
Brohler Traß	0,860	1,350	2,480	3,30	7,76	10,80	—	0,0	0,1	0,4	1,4	6,7	8,4	31,2	68,8
Bayerischer Traß	0,890	1,400	2,490	5,29	5,45	13,61[3]	—	—	0,0	0,1	0,2	0,8	1,0	23,0	77,0

[1] Salzsäure 1 : 1.

[2] Der Eisenoxyd + Tonerde = Niederschlag enthielt nur sehr wenig Manganoxyd.

[3] Darin 3,50% Kohlensäure.

[4] S Siebfeinstes, d. i. der Durchgang durch das feinste angewendete Sieb (5000-Maschensieb).

Digitized by Google

Tafel 5. Ergebnisse der Gewichts- und Raumgewichtsbestimmungen.
Alter der Proben: 28 Tage.

Mischung	1:1:1 in Raumteilen		1:0,8:1,5 in Gewichtsteilen							
	Kalkteig		Kalkpulver, auf 900-Maschinensieb abgesiebt						Kalkpulver, auf 240-Maschensieb abgesiebt	
	Normaler Wassergehalt		Wasserzusatz a		Wasserzusatz b		Wasserzusatz c		Normaler Wasserzusatz	
Probe Nr.	Gewicht in g der		Gewicht in g der		Gewicht in g der		Gewicht in g der		Gewicht in g der	
	Zugproben	Druckproben	Zugproben	Druckproben	Zugproben	Druckproben	Zugproben	Druckproben	Zugproben	Druckproben
Nettetaler Traß.										
1	148	712	150	705	146	725	147	721	148	693
2	148	715	150	699	146	724	147	720	147	696
3	148	718	150	704	146	726	147	721	148	693
4	148	708	150	707	147	725	146	720	146	695
5	148	719	150	707	148	729	145	718	147	686
Mittel	148	714	150	704	147	726	146	720	147	693
Mittleres Raumgew.	**2,114**	**2,011**	**2,143**	**1,983**	**2,100**	**2,045**	**2,086**	**2,028**	**2,100**	**1,952**
Brohler Traß.										
1	148	720	144	713	146	716	144	718	145	700
2	148	716	145	711	146	718	144	718	146	699
3	148	716	145	713	146	718	143	717	146	697
4	148	714	145	709	147	719	143	719	146	697
5	148	716	145	707	145	721	144	719	146	694
Mittel	148	716	45	711	146	718	144	718	146	697
Mittleres Raumgew.	**2,114**	**2,017**	**2,071**	**2,003**	**2,086**	**2,023**	**2,057**	**2,023**	**2,086**	**1,963**
Bayerischer Traß.										
1	146	713	148	701	148	715	147	725	147	704
2	145	711	148	707	148	713	147	723	148	698
3	145	718	149	700	147	717	147	724	148	697
4	146	714	147	702	147	717	148	723	147	697
5	146	716	148	703	149	707	149	725	147	698
Mittel	146	714	148	703	148	714	148	724	147	699
Mittleres Raumgew.	**2,086**	**2,011**	**2,114**	**1,980**	**2,114**	**2,011**	**2,114**	**2,039**	**2,106**	**1,969**

Zu Frage 1: Aus dem Vergleich der Festigkeiten der aus Kalkteig hergestellten Normenmischung mit denen der aus Kalkpulver bereiteten geht hervor, daß die Zugproben aus erstgenannter Mischung bei dem Nettetaler und Brohler Traß etwas höhere Festigkeiten geliefert haben als die aus letzterer, während die Druckproben in beiden Mischungen gleich hohe Festigkeiten erreicht haben. Bei früheren Versuchen war das Verhältnis der Festigkeiten des Mörtels aus Kalkpulver zu denen des Mörtels aus Kalkteig wesentlich günstiger gefunden worden, indem die Mischungen aus Kalkpulver höhere Festigkeiten ergaben als die aus Kalkteig (s. Mitt. Mat.-Prüfgsamt Berl.-Dahlem 1923, 81 ff.). Das verhältnismäßig ungünstige Verhalten der Mörtel aus Kalkpulver ist im vorliegenden Falle — worauf auch bereits eingangs aufmerksam gemacht worden ist — dem Umstand zuzuschreiben, daß der verwendete Kalk stark abgelagert war.

Bei dem bayerischen Traß ist das Verhältnis der Festigkeiten des aus Kalkpulver bestehenden Mörtels zu denen des aus Kalkteig günstiger als bei den beiden anderen Trassen, namentlich hinsichtlich der Zugfestigkeit, was vermutlich auf die außerordentlich feine Mahlung dieses Trasses zurückzuführen ist.

Zu Frage 2: Wie aus dem Vergleich der Festigkeiten der mit verschiedenen Wasserzusätzen angemachten Mörtelmischungen und nachstehender Gegenüberstellung der Verhältniszahlen (die Festigkeit der mit normalem Wasserzusatz hergestellten Mörtelmischung = 100 gesetzt) hervorgeht, übt die Höhe des Wasserzusatzes zum Mörtel einen je nach der Art der Trasse mehr oder weniger großen Einfluß auf die Festigkeit aus.

	Wasserzusatz					
	a		b		c	
	Zug	Druck	Zug	Druck	Zug	Druck
Nettetaler Traß	90	74	100	100	101	95
Brohler Traß	97	94	99	98	100	100
Bayerischer Traß	84	83	89	95	100	100

Wenn die Unterschiede in den Festigkeiten der mit verschiedenen Wasserzusätzen angemachten Mörtel aus Brohler und bayerischem Traß im vorliegenden Falle nicht sehr beträchtlich sind, so erklärt sich dies ohne weiteres daraus, daß die Abweichungen von dem normalen Wasserzusatz bei diesen Trassen nicht erheblich sind. Sie betragen nur $^1/_2$ bis 1%. Anscheinend wirkt ein zu geringer Wasserzusatz innerhalb gewisser Grenzen fast ungünstiger als ein zu hoher.

Digitized by Google

Auf die Bestimmung des richtigen Wasserzusatzes zu Traßnormenmörtel ist also ebenso wie bei Zement- und Kalknormenmörtel großer Wert zu legen.

Zu Frage 3: Wie aus nachstehender Gegenüberstellung der Verhältniszahlen (die Festigkeiten der Mischung aus feinem Kalkpulver = 100 gesetzt) ersichtlich ist, beeinflußt der Feinheitsgrad des Kalkpulvers die Festigkeit des Mörtels in hohem Grade, namentlich beträchtlich ist dieser Einfluß bei den Druckprobekörpern.

	Feines Kalkpulver		Grobes Kalkpulver	
	Zug	Druck	Zug	Druck
Nettetaler Traß . . .	100	100	92	62
Brohler Traß	100	100	100	66
Bayerischer Traß . .	100	100	90	74

Während hiernach die Zugfestigkeit des Mörtels aus grob gemahlenem Kalkpulver bis zu 10% Einbuße erleidet, beträgt die Verminderung der Druckfestigkeit bei den 3 Trassen 38 bzw. 32 und 26%.

Der aus diesem Befund sich ergebende günstige Einfluß der feinen Mahlung des Kalkes auf die Festigkeit ist ohne weiteres erklärlich; denn 1. vermag sich das feine Pulver infolge seiner feineren Verteilung mit einer größeren Anzahl Traßkörnchen zu verbinden als das grob gemahlene, und 2. ist das feine Pulver an sich wirksamer als das grobe, weil nur die äußersten Schichten der Kalkteilchen mit den Traßteilchen in Wechselwirkung treten, während der innere (weiche) Kern der Teilchen unwirksam bleibt.

Tafel 6. Ergebnisse der Festigkeitsversuche.

Alter der Proben: 28 Tage.

Mischung	1:1:1 in Raumteilen			1:0,8:1,5 in Gewichtsteilen											
	Kalkteig			Kalkpulver, auf 900 Maschen abgesiebt									Kalkpulver, auf 240 Masch. ges.		
	Normaler Wassergehalt			Wasserzusatz a			Wasserzusatz b			Wasserzusatz c			Wasserzusatz		
Versuch Nr.	Zugfestigkeit kg/cm²	Druckfestigkeit kg/cm²	Verhältnis Zug/Druck	Zugfestigkeit kg/cm²	Druckfestigkeit kg/cm²	Verhältnis Zug/Druck	Zugfestigkeit kg/cm²	Druckfestigkeit kg/cm²	Verhältnis Zug-Druck	Zugfestigkeit kg/cm²	Druckfestigkeit kg/cm²	Verhältnis Zug/Druck	Zugfestigkeit kg/cm²	Druckfestigkeit kg/cm²	Verhältnis Zug/Druck
Nettetaler Traß.															
1	25,3	161		17,8	122		21,8	168		22,2	164		20,1	192	
2	22,5	174		19,9	122		21,2	171		21,7	168		18,5	103	
3	23,0	174		19,3	122		20,9	177		21,1	161		19,3	99	
4	24,7	164		19,5	132		22,3	168		21,3	161		20,2	109	
5	22,8	184		18,9	135		20,2	177		21,5	164		19,3	106	
Mittel	**23,7**	**171**	$\frac{1}{7,2}$	**19,1**	**127**	$\frac{1}{6,6}$	**21,3**	**172**	$\frac{1}{8,1}$	**21,6**	**164**	$\frac{1}{7,6}$	**19,5**	**106**	$\frac{1}{5,4}$
Brohler Traß.															
1	21,8	135		17,9	125		17,1	132		16,8	135		18,3	90	
2	20,5	132		16,2	125		16,4	128		18,2	132		17,2	80	
3	22,1	125		16,9	128		16,8	125		18,0	135		16,9	87	
4	20,6	128		16,4	122		17,5	128		16,7	128		16,1	87	
5	22,5	135		16,7	122		17,7	132		16,9	132		18,5	93	
Mittel	**21,5**	**131**	$\frac{1}{6,1}$	**16,8**	**124**	$\frac{1}{7,4}$	**17,1**	**129**	$\frac{1}{7,5}$	**17,3**	**132**	$\frac{1}{7,6}$	**17,4**	**87**	$\frac{1}{5,0}$
Bayerischer Traß.															
1	10,5	77		11,2	80		13,3	90		13,8	96		12,5	71	
2	9,5	71		12,5	80		14,1	90		15,3	96		13,2	71	
3	9,4	77		12,4	80		12,5	90		14,7	93		12,8	68	
4	8,9	74		12,9	77		12,5	90		14,2	93		13,9	68	
5	10,7	71		12,1	80		12,3	90		14,4	96		12,5	71	
Mittel	**9,8**	**74**	$\frac{1}{7,8}$	**12,2**	**79**	$\frac{1}{6,5}$	**12,9**	**90**	$\frac{1}{7,0}$	**14,5**	**95**	$\frac{1}{6,6}$	**13,0**	**70**	$\frac{1}{5,4}$

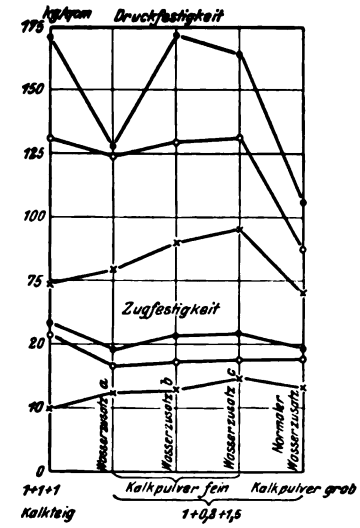


Abb. 3.

Tafel 7. Zusammenstellung der mittleren Festigkeitswerte.

Mischung	1+1+1		1+0,8+1,5							
	Kalkteig		Kalkpulver, 900 Maschen, fein						Kalkpulver, 900 Masch., fein	
	Normaler Wassergehalt		Wasserzusatz a		Wasserzusatz b		Wasserzusatz c		Normaler Wasserzusatz	
Art des Trasses	Zugfestigkeit kg/cm²	Druckfestigkeit kg/cm²	Zugfestigkeit kg/cm²	Druckfestigkeit kg/cm²	Zugfestigkeit kg/cm²	Druckfestigkeit kg/cm²	Zugfestigkeit kg/cm²	Druckfestigkeit kg/cm²	Zugfestigkeit kg/cm²	Druckfestigkeit kg/cm²
Nettetaler Traß	23,7	171	19,1	127	21,3	172	21,6	164	19,5	106
Brohler Traß	21,5	131	16,8	124	17,1	129	17,8	132	17,4	87
Bayerisch. Traß	9,8	74	12,2	79	12,9	90	14,5	95	13,0	70

Die feine Mahlung des zur Herstellung des Normenmörtels zu verwendenden Kalkpulvers muß also auf alle Fälle beibehalten werden.

Zu Frage 4: Angesichts der vorliegenden Festigkeitsziffern, die namentlich für den rheinischen Traß nicht einmal als hoch bezeichnet werden können, sowie des sonst in der Literatur vorhandenen Zahlenmaterials kann eine Erhöhung der in den Traßnormen festgelegten Mindestfestigkeiten mit voller Berechtigung empfohlen werden.

Für rheinischen Traß könnten unbedenklich mindestens 16 kg/cm² Zugfestigkeit und 120 kg/cm² Druckfestigkeit gefordert werden.

Ob und welche höheren Anforderungen an bayerischen Traß gestellt werden können, läßt sich auf Grund des vorliegenden geringen Versuchsmaterials nicht entscheiden.

Digitized by Google

Beitrag zur Bestimmung und Auswertung der Kohlensäure im Wasser.

(Eine kritische Studie.)

Von **V. Rodt**[1].

Der Kohlensäuregehalt des Wassers ist für seine Verwendung zu Gebrauchszwecken oft von hoher Bedeutung; von ihm hängt das Angriffsvermögen des Wassers auf Bleiröhren ab[2], ein Umstand, der für die Trinkwasserversorgung wegen der Giftigkeit der Bleiverbindungen für den menschlichen Organismus von ausschlaggebender Bedeutung ist. Ferner gibt das erhöhte Lösungsvermögen kohlensäurereicher Wässer für Eisen außer zu dem Angriff der eisernen Leitungsrohre auch noch zu reichlicher Bildung von Rost und von Eisenbakterien in den so entstandenen, viel Eisen enthaltenen Wässern und dadurch zu Trübungen des Wassers und zu Verstopfungen der Leitungsröhren Veranlassung[3]. Auch Zerstörungen an Betonbauten, insbesondere an großen Wasserbehältern und Brücken, sind auf die lösende Wirkung der Kohlensäure, durch Verwandlung des kohlensauren Kalkes in lösliches Kalziumbikarbonat, zurückgeführt worden[4].

Andererseits wurde aber auch beobachtet, daß die freie Kohlensäure bei gleichzeitiger Gegenwart von großen Bikarbonatmengen im Wasser ihre Wirksamkeit zum großen Teil oder auch ganz verliert[5].

Diese auffallende Erscheinung klärte sich durch die ausgedehnten Untersuchungen von Tillmans und Heublein[6] auf. Diese fanden, daß das Kalziumbikarbonat eine gewisse Menge freier Kohlensäure erfordert, um in Lösung gehalten zu werden, und daß diese gesetzmäßig mit dem Bikarbonatgehalt des Wassers steigt. Die derartig in loser Bindung mit dem Bikarbonat befindlichen Mengen von freier Kohlensäure, die bei höherem Gehalt an Bikarbonaten steigen, können naturgemäß nicht weiter angreifend auf den kohlensauren Kalk des Baumaterials wirken. Die Versuche wurden von den beiden Forschern in der Weise ausgeführt, daß sie fein verteilten kohlensauren Kalk mit kohlensäurehaltigem Wasser bis zur Sättigung behandelten und dann das Verhältnis zwischen gebundener und freier Kohlensäure ermittelten. Es ergab sich auf diese Weise eine Schaulinie, welche die zu jedem Kalkwert zugehörige Kohlensäuremenge angibt und aus welcher man konstruktiv die noch vorhandene Kohlensäure, die angreifend wirken kann und die von ihnen „aggressive Kohlensäure" genannt wird, ermitteln kann.

Infolge dieser von Tillmans und Heublein festgestellten Tatsachen haben die Bezeichnungen: „Bikarbonatkohlensäure" und „freie Kohlensäure" von Rechts wegen ihre Realität verloren, und es wären eigentlich jetzt nur die Angaben der Gesamtkohlensäure und der den gelösten Karbonaten entsprechenden Karbonatkohlensäure berechtigt. Überdies leidet die direkte Bestimmung der freien Kohlensäure wie auch die Bestimmung der Summe der freien und halbgebundenen Kohlensäure an zahlreichen Mängeln und Unsicherheiten, die eingehend von Lunge[1], Noll[2], Tillmans[3], Trillich[4] und Winkler[5] besprochen worden sind und im einzelnen hier nicht angeführt werden sollen. Es mag nur bemerkt sein, daß für die Bestimmung der freien Kohlensäure von Winkler[6] eine Korrektionstabelle für die verschiedenen Härtegrade der Wässer und für die Bestimmung der Summe der freien und halbgebundenen Kohlensäure, von Trillich[7] eine Korrektionstabelle für den Magnesiagehalt des Wassers zur Vermeidung dieser zwei Fehlerquellen aufgestellt worden sind; diese Korrektionen zwingen aber dann auch zu weiteren Untersuchungen und machen die Methoden umständlich.

Bestimmung der Karbonatkohlensäure.

Um sich von dem Einfluß der freiwerdenden Kohlensäure bei der Titration mit Methylorange ein Bild ihres Einflusses auf das Resultat zu machen, wurden folgende Versuche angestellt.

100 ccm Kalkwasser verbrauchten 45,5 ccm $^1/_{10}$-HCl. Nach Einleiten von wenig CO_2 wurde die Lösung gelb, verbrauchte aber zur Rötung nur 0,1 ccm weiteren Zusatz der $^1/_{10}$ n-Säure. Wurde in die gleichen 100 ccm Kalkwasser vor der Titration Kohlensäure eingeleitet,

---

[1] Original: Zement 14, Nr. 10, S. 206/9, Nr. 11, S. 249 bis 253. 1925.

[2] Heyer: Ursache und Beseitigung des Bleiangriffs durch Leitungswasser. Dessau: Verlag P. Baumann. Klut: Mitt. d. Königl. Prüf.-Anst. für Wasserversorgung Nr. 13, S. 121. 1910; Klut: Journ. f. Gasbel. Nr. 54, S. 17. 1911.

[3] Klut: Gesundhtsing. Nr. 30, S. 517, 574. 1907; Scheelhaase: Journ. f. Gasbel. Nr. 52, S. 38. 1909; Klut: Mitt. d. Königl. Prüf.-Anst. f. Wasserversorgung Nr. 13, S. 121. 1910.

[4] Schiffner: Prot. d. V. D. P.-Zementfabr. 1898 und folgende Jahrgänge; Schott: Tonind.-Zg. Nr. 21, S. 413. 1897; Wehner: Sauerkeit der Gebrauchswässer; Rohm, Frankfurt a. M. 1904; Scheelhaase: Maßnahmen gegen die aggressiven Eigenschaften des Grundwassers, Dt. Bauzg. 1908, Nr. 24; Desgl.: Die Entsäuerung des Frankfurter Stadtwaldwassers, Journ. f. Gasbel. Nr. 52, S. 38. 1909; Tillmans: Über den schädlichen Einfluß von Moorboden und Moorbodengrundwasser auf Beton, Gesundhtsing. 1911, Nr. 9; Rodt: Zement Nr. 3, S. 475. 1914.

[5] Heyse, Ohlmüller und Auerbach: Untersuchung über die Beschaffenheit des zur Versorgung von der Stadt Dessau benutzten Wassers. Kaiserl. Gesundheitsamt Bd. 23, H. 2. 1906.

[6] Tillmans und Heublein: Über die kohlensauren Kalk angreifende Kohlensäure der natürlichen Wässer, Gesundhtsing. Nr. 35, S. 669. 1912; Auerbach: Gesundhtsing. Nr. 35, S. 869. 1912; Büchner: Bayr. Ind.- u. Gewerbeblatt Nr. 101, S. 143. 1915.

[1] Lunge: Chem.-techn. Untersuchungsmethoden, 4. Aufl., I. Bd., S. 743.

[2] Noll: Gesundhtsing. Nr. 31. 1908; Z. angew. Chem. Nr. 25, S. 998.1912; Nr. 26, S. 85. 1913; Nr. 21, S. 640. 1908.

[3] Tillmans und Heublein, Z. Nahr.- u. Genußm. Nr. 20, S. 617. 1910.

[4] Trillich: Die Münchener Hochquellenleitung. München: Rieger 1890; Emmerich und Trillich: Anleitung zur hygienischen Wasseruntersuchung, 2. Aufl., S. 116.

[5] Winkler: Z. anal. Chem. Nr. 42, S. 735. 1903; desgl. Nr. 53, S. 746. 1914.

[6] Winkler: Z. anal. Chem. Nr. 42, S. 735. 1903; desgl. Nr. 53, S. 746. 1914.

[7] Trillich: Z. angew. Chem. Nr. 3, S. 337. 1889.

Digitized by Google

bis sich der Kalk wieder als Bikarbonat gelöst hatte, und wurde dann titriert, so ergab sich ein Verbrauch von 44,1 ccm der $^1/_{10}$-HCl. Die Lösung wurde nach der Titration erhitzt und längere Zeit ($^1/_4$ St.) gekocht und ergab dann noch einen Verbrauch von 1,25 ccm $^1/_{10}$-HCl, so daß sich auf diese Weise der Gesamtverbrauch auf 45,3 ccm stellte gegen die mit dem ursprünglichen Kalkwasser erhaltenen 45,5 ccm.

Ferner wurde 0,1879 g geglühtes Magnesiumoxyd in Wasser, in welches CO_2 eingeleitet wurde, gelöst und titriert, wobei 90,09 ccm $^1/_{10}$-HCl verbraucht wurden (dies würde 0,1815 g Magnesiumoxyd entsprechen). Dann wurde die Kohlensäure durch Kochen entfernt. Dadurch hatte sich die Flüssigkeit wieder gelb gefärbt. Sie erforderte jetzt bis zum auftretenden Farbenumschlag des Methylorange noch einen Zusatz von 0,75 ccm $^1/_{10}$-n-Säure — entsprechend 1,5 mg MgO.

Es wurden weiter noch folgende Versuche ausgeführt. Die Titration von Kalkwasser ergab:

Kalkwasser ccm	titr. $^1/_{10}$ n-Säure ccm	daher auf 50% Kalkwasser ccm $^1/_{10}$-Säure
10,0	4,4	22,0
20,0	8,9	22,25
40,0	17,7	22,12
		Mittel 22,19 ccm

Nun wurden von 2 Beobachtern unabhängig je 50 ccm des Kalkwassers titriert. Es erhielt

Beobachter A. auf 50 ccm Kalkwasser einen Verbrauch von 22,75 ccm $^1/_{10}$-Säure.

Beobachter B. auf 50 ccm Kalkwasser einen Verbrauch von 22,23 ccm.

Nach dem Behandeln von 50 ccm Kalkwasser mit überschüssiger Kohlensäure und Titration der klaren Lösung erhielt

Beobachter A. 21,7 ccm,

Beobachter B. 21,75 ccm.

Nachdem die Lösung nun $^1/_4$ St. ausgekocht worden war, um die Kohlensäure zu vertreiben, wurde bei der Titration, nach dem Abkühlen der Flüssigkeit, noch verbraucht von

Beobachter A. 0,4 ccm,

Beobachter B. 0,5 ccm,

so daß insgesamt verbraucht wurde:

von Beobachter A. 22,1 ccm,

von Beobachter B. 22,25 ccm.

Aus diesen Versuchen geht deutlich hervor, daß Methylorange gegen Kohlensäure nicht vollkommen unempfindlich ist und daß der richtige Säureverbrauch erst nach Auskochen der Kohlensäure erhalten wird. Die Bestimmung der Karbonatkohlensäure auf Grund der Ermittlung der Alkalität durch Titration mit Säure, unter Anwendung von Methylorange als Indikator, liefert sichere Werte, jedoch nur unter der Bedingung, daß bei der Titration die freie Kohlensäure aus der Flüssigkeit durch Kochen entfernt wird. Wenn erhebliche Mengen schwacher organischer Säuren oder Salze zugegen sind, die bekanntlich auf Methylorange alkalisch reagieren, wie solche gelegentlich bei Moorwässern infolge ihres Gehaltes an humussauren Salzen auftreten, muß, wie auch bereits Tillmans[1] erwähnt hat, eine Modifikation dieser einfachen Methode vorgenommen werden.

Bestimmung der Gesamtkohlensäure.

Die Methoden zur Bestimmung der Gesamtkohlensäure beruhen zumeist auf einer Fällung der Kohlensäure mit Kalkhydrat oder Barythydrat. Die gefällte Menge der Karbonate ist vorgeschlagen worden nach folgenden Methoden zu ermitteln:

A. Der abfiltrierte Niederschlag wird mit Salzsäure zersetzt und die entweichende Kohlensäure zur Wägung gebracht.

B. Im abfiltrierten Niederschlag wird der Kalk bestimmt und daraus die Kohlensäure ermittelt.

C. Der abfiltrierte Niederschlag wird in Salzsäure gelöst und nach dem Abdampfen der überschüssigen Salzsäure, das Chlor nach der Methode von Mohr titriert und auf Kohlensäure umgerechnet.

D. Nach der Fällung wird der abfiltrierte kohlensaure Kalk ohne Filtration mit einer bekannten Menge gestellter Salzsäure im Überschuß versetzt, bis sich alles gelöst hat und dann die nichtverbrauchte Salzsäure unter Anwendung von Methylorange als Indikator zurücktitriert.

E. Die Fällung erfolgt mit einer gemessenen Menge Kalkwasser oder Barytwasser. Nach dem Absitzenlassen des Niederschlags wird ein Teil der klaren Flüssigkeit mit Säure zurücktitriert. Aus dem bekannten ursprünglichen Zusatz an Kalk- oder Barythydrat und dem durch die Rücktitration festgestellten nichtverbrauchten Teile desselben ergibt sich die Summe von Bikarbonat- und freier Kohlensäure, wenn man die durch direkte Titration ermittelte Karbonatkohlensäure hinzuaddiert (Trillichsche Methode).

Die Einwände, welche gegen diese Methoden, besonders von Tillmans[1], vorgebracht wurden, beziehen sich darauf, daß bei einer Filtration (Methode A, B, C) das Filter einesteils Kalk- oder Barythydrat zurückhält, anderenteils kohlensaurer Kalk oder kohlensaurer Baryt durch die im destillierten Wasser oft gelöst enthaltene Kohlensäure beim Auswaschen des Niederschlags teilweise gelöst werden. Ferner wird auf den Fehler, der durch die Löslichkeit des kohlensauren Kalkes in reinem Wasser entsteht (16 mg im Liter), hingewiesen und daher dem Barythydrat für die Fällung der Vorzug gegeben. Auch reißt das ausfallende Karbonat wechselnde Mengen Kalk- oder Barythydrat mit nieder, wodurch die Methoden mit Rücktitration ohne Filtration (E) fehlerhaft werden[2]. Durch die Fällungsmittel werden nicht nur die Bikarbonate, sondern auch Eisen und Mangan ausgefällt. Die Magnesia wird — sowohl aus ihren Salzen wie aus ihrer Bikarbonatverbindung — als $Mg(OH)_2$ gefällt, was bei den Methoden mit Rücktitration (Methode D, E) ebenfalls Fehler verursachen muß[3].

Der Fehler, der durch die Magnesiasalze entsteht, ist, wie bereits oben erwähnt wurde, durch Trillich[4], sofern man den Magnesiagehalt des Wassers kennt, dadurch beseitigt worden, daß er für jedes Milligramm MgO

---

[1] Tillmans: Journ. f. Gasbel. Nr. 56, S. 348 u. 351. 1913.

[2] Tillmans und Heublein: Z. Nahr.- u. Genußm. Nr. 33, S. 287. 1917.

[3] Bruhns: Z. anal. Chem. Nr. 45, S. 473. 1906; Guth: Gesundhtsing. Nr. 31. 1903.

[4] Trillich: Z. angew. Chem. Nr. 3, S. 337. 1889.

Digitized by Google

1,1 mg CO_2 von dem gefundenen Werte der Gesamtkohlensäure in Abzug bringt.

Um sich von allen Fehlerquellen bei der Bestimmung der Gesamtkohlensäure frei zu machen, hat daher Winkler[1] einen Apparat zusammengestellt, in welchem das Wasser mit Salzsäure unter Zusatz von Zink behandelt wird. Die Kohlensäure wird hier durch den sich entwickelnden Wasserstoff, ohne daß das Wasser dabei erhitzt werden muß, ausgetrieben und in einem Absorptionsapparate zur Wägung gebracht. Die Methode hat bei der Nachprüfung, wie Tillmans[2] berichtet, richtige Resultate gegeben und wird von ihm zur Bestimmung der Gesamtkohlensäure empfohlen.

Die Einwände von Tillmans gegen die Bestimmung der Gesamtkohlensäure durch Fällung mit Barythydrat und darauffolgende Wägung der Kohlensäure — nach Zersetzung des Bariumkarbonates mit Salzsäure — in einem Kaliapparate, welche sich darauf beziehen, daß die Filtration des Bariumkarbonates die verschiedensten Fehlerquellen (s. oben) in sich schließt, können jedoch leicht dadurch umgangen werden, daß man nach erfolgter Fällung des Bariumkarbonates und Absetzenlassen des Niederschlags die klare überstehende Flüssigkeit bis auf einen kleinen Rest, der über dem Niederschlage im Kolben zurückbleibt, abhebern kann, und die Zersetzung des Bariumkarbonates ohne Filtration in dem Fällungskolben mit überschüssiger verdünnter Salzsäure nach Anschluß desselben an die Absorptionsapparatur vornehmen kann. Bei dieser Arbeitsweise kann als Fehler nur die gelöste Menge Bariumkarbonat in der abgeheberten überstehenden Flüssigkeitsmenge in Betracht kommen. Dieser Fehler ist jedoch außerordentlich klein; denn die Löslichkeit des Bariumkarbonates bei Zimmertemperatur (16° C) beträgt nach den Tabellen von Landolt-Börnstein angenähert $2 \cdot 10^{-3}$ g in 100 ccm. Bei Verwendung von $^1/_2$ l Flüssigkeit (450 ccm Wasser und 50 ccm Barytwasser) könnte sich daher für die abgeheberte Menge 10 mg Bariumkarbonat infolge der Löslichkeit des Bariumkarbonates ergeben. Dem entspräche, auf 1 l Wasser bezogen, ein Betrag von 4 mg Kohlensäure. Infolge der Gegenwart des überschüssigen Barytwassers wird jedoch die Löslichkeit des Bariumkarbonates noch herabgedrückt, und der Verlust an Kohlensäure aus diesem Grunde ist daher noch wesentlich geringer.

Den Nachweis, daß die alte Pettenkofersche Methode der Bestimmung der freien und halbgebundenen Kohlensäure durch Rücktitration des Überschusses des zugesetzten Barytwassers[3] zu unrichtigen Ergebnissen führt, haben Tillmans und Heublein[4] in neuerer Zeit durch mehrere Versuchsreihen dargetan. Sie haben gezeigt, daß bei der Fällung von wässerigen Kohlensäurelösungen sowie bei der Fällung von Alkalibikarbonatlösungen mit überschüssigem Barytwasser, wenn der Überschuß des letzteren durch Rücktitration bestimmt wird, desto höhere Werte an Kohlensäure gefunden werden, je größer der anfangs zugesetzte Überschuß an Barythydratlösung genommen wird. Eine Mischung von Bikarbonaten des Kalkes und der Magnesia haben sie nur in einem Versuch angewendet. Ebenso gelangte bei ihnen Kalkhydrat als Fällungsmittel nicht zur Anwendung.

Die Versuche von Tillmans und Heublein sollen daher im folgenden noch durch Versuche über Fällungen eines gewöhnlichen Leitungswassers mit wechselnden Mengen von Barythydrat und auch von Kalkhydrat ergänzt werden.

Wenn die Pettenkofersche Methode in Fortfall kommt, bleibt zur Charakterisierung der Kohlensäure im Wasser außer der Bestimmung der Karbonatkohlensäure — durch die direkte Titration der Alkalität des Wassers — nur die Möglichkeit, entweder noch die Gesamtkohlensäure, welche die freie Kohlensäure in sich begreift, oder die freie Kohlensäure zu bestimmen. Für die letztere ist von Tillmans und Heublein eine bestimmte Ausführungsform der Trillichschen Methode ausgearbeitet worden[1]:

„Man füllt einen 200-ccm-Meßkolben, der am Halse über der Marke eine bauchige Erweiterung hat, mittels eines bis auf den Boden reichenden Schlauches mit dem zu untersuchenden Wasser. Darauf wird mit einer Pipette 1 ccm einer Phenolphthaleinlösung zugesetzt, welche 0,375 g Phenolphthalein im Liter enthält. Man titriert nun mit $^1/_{10}$-n-Natronlauge, indem man nach jedesmaligem Zusatz einen Korkstopfen aufsetzt und durch öfteres Umkehren des Kolbens mischt. Das Ende der Titration ist erreicht, wenn eine „eben deutlich sichtbare Rosafärbung" eintritt, die 5 Min. bestehen bleibt. Bei einem zweiten Versuch gibt man dann die Hauptmenge der Lauge auf einmal zu und titriert dann erst wie angegeben zu Ende. Hat das Wasser am Schlusse der Titration mehr als 440 mg Bikarbonatkohlensäure (220 mg gebundene Kohlensäure = 28° Karbonathärte) oder tritt während der Titration eine Trübung unter Entfärbung des Phenolphthaleins auf, so muß vorher verdünnt werden."

Zu den an erster Stelle von Tillmans gemachten Angaben, daß durch das ausfallende Kalziumkarbonat Ätzbaryt mitgerissen wird, wurden noch einige orientierende Versuche mit einem natürlichen Wasser ausgeführt und dabei außer dem von Tillmans zur Fällung angewendeten Ätzbaryt auch noch Ätzkalk angewendet, da das Verhalten dieses in bezug auf die Wasserreinigung besonderes Interesse hat, bei welcher Ätzkalk verwendet wird.

Kohlensäurebestimmung durch Rücktitration

(nach Pettenkofer-Trillich).

Zu den Versuchen wurde Leitungswasser mit einem Gehalt von 102,4 mg/l CaO und 10,6 mg/l MgO verwendet. In einem geeichten $^1/_2$-l-Kolben wurden steigende Mengen einesteils halbgesättigten Barytwassers, andern-

[1] Winkler: Z. anal. Chem. Nr. 42, S. 735. 1903.

[2] Tillmans und Heublein: Z. Nahr.- u. Genußm. Nr. 20, S. 617. 1910.

[3] Lunge: Chem.-techn. Untersuchungsmethoden, 4. Aufl., I. Bd., S. 744.

[4] Tillmans und Heublein: Z. Nahr.- u. Genußm. Nr. 33, S. 291. 1917.

[1] Ebenda Seite 299. Zu der Anwendung von Phenolphthalein als Indikator für die Kohlensäurebestimmung gelangt auch Kolthoff (Z. f. anorg. Chem. Bd. 100, S. 143, 1917) auf Grund seiner Ergebnisse eines ausgedehnten theoretischen und praktischen Studiums der Indikatoren.

Digitized by Google

teils gesättigten Kalkwassers eingebracht und dann der Kolben mittels eines bis an die Oberfläche der Flüssigkeit reichenden Heberrohres aus einer Sammelflasche mit dem Leitungswasser zur Marke aufgefüllt und gut durchgeschüttelt. Nach etwa 18stündigem Absetzen des Niederschlags wurden 200 ccm der überstehenden klaren Flüssigkeit mit $^1/_{10}$-n-Salzsäure unter Anwendung von Methylorange als Indikator zurücktitriert. Unter Berücksichtigung des Magnesiagehalts des Wassers ergaben sich die in Tab. 1 zusammengestellten Werte.

Tabelle 1.

Wasser ccm	Fällungsmittel ccm	Verbrauch[1] an Fällungsmitteln, ausgedrückt in ccm $^1/_{10}$ n-Säure	Freie + halbgeb. CO_2 mg/l	Freie + halbgeb. CO_2 mg/l unter Berücksichtigung des MgO	Bemerkung
475	25 $Ba(OH)_2$	15,6	72	60	Das Wasser enthält 10,6 mg/l MgO, wofür nach Trillich 10,6 · 1,1 = 11,7 mg CO_2 bei der Titration abzuziehen sind. (Z. angew. Chem. 3, S. 337. 1889).
	$^1/_2$ ges.	15,4	71	59	
450	50 $Ba(OH)_2$	18,0	88	76	
	$^1/_2$ ges.	18,25	89	77	
400	100 $Ba(OH)_2$	17,0	93	81	
	$^1/_2$ ges.	17,0	93	81	
450	50 $Ca(OH)_2$	13,15	64	52	
	ges.	13,15	64	52	
400	100 $Ca(OH)_2$	14,3	79	67	
	ges.	13,8	76	65	

Diese ergänzenden Versuche stehen mit den Ergebnissen Tillmans und Heubleins in völligem Einklang und zeigen außerdem, daß das dort vom Barythydrat Gesagte auch in gleicher Weise für Kalkhydrat gilt, wenn auch die Differenzen bei Erhöhung des Kalkhydratzusatzes nicht so groß werden können wie bei Barythydrat, weil infolge der schwereren Löslichkeit des ersteren so hohe Zusätze wie bei Barythydrat nicht möglich sind.

Die Methoden der Bestimmung der Gesamtkohlensäure, die auf Zusatz eines gemessenen Überschusses der Hydroxyde der alkalischen Erden und Rücktitration des Überschusses fußen, sind daher zu verwerfen.

Vergleichende Versuche über die aus der Gesamtkohlensäure und Karbonatkohlensäure sich ergebenden Werte für die freie Kohlensäure, verglichen mit den nach der Methode von Tillmans und Heublein erhaltenen Werten.

Unter Berücksichtigung des bereits oben Ausgeführten bezüglich der Fehler bei der Bestimmung der Gesamtkohlensäure durch Fällung mit Barythydrat als Bariumkarbonat erscheint diese Methode bei Umgehung der Filtration zuverlässig. Aus den auf solche Weise sich ergebenden Werten für die Gesamtkohlensäure und den als zuverlässig befundenen Werten für die Karbonatkohlensäure durch Titration der Alkalität der Wässer unter Anwendung von Methylorange als Indikator, wobei die Kohlensäure vor der Endtitration auszukochen ist, müßte sich durch Differenzbildung auch die freie Kohlensäure ergeben, sofern wir diese als den Überschuß über die Bikarbonatkohlensäure bezeichnen.

[1] Bezogen auf die jeweils bei dem Versuch angewendete Wassermenge.

In destilliertem Wasser von verschiedenem Gehalt an freier Kohlensäure, die dem Wasser durch Einleiten einverleibt war, wurde die gewünschte Menge Kalkhydratwasser eingegossen. Enthielt die Lösung einer Vortitration noch zuviel freie Kohlensäure, so wurde ein Teil entfernt, indem durch die Lösung ein Luftstrom durchgeblasen wurde; auch wurden Naturwässer angewendet, denen zum Teil auch noch wechselnde Mengen freier Kohlensäure durch Einleiten der letzteren einverleibt wurden.

Von den so gewonnenen Lösungen wurden gleichzeitig Proben zur Bestimmung der freien Kohlensäure nach der von Tillmans und Heublein (s. oben) angegebenen Methode und zur Bestimmung der Gesamtkohlensäure auf gewichtsanalytischem Wege abgenommen. In letzterem Falle ergab sich die freie Kohlensäure aus diesem letzteren Werte nach Abzug der titrimetrisch gefundenen Karbonatkohlensäure.

Die gewichtsanalytische Bestimmung der Gesamtkohlensäure wurde folgendermaßen ausgeführt:

In einem $^1/_2$-l-Meßkolben *A* (siehe Abb. 1) wurden 50 ccm halbgesättigter Bariumhydroxydlösung aus einer Pipette einfließen gelassen und dann das fragliche kohlensäurehaltige Wasser durch einen Heber, dessen längerer Schenkel bis an die Flüssigkeitsoberfläche reichte, zur Marke aufgefüllt. Der Kolben wurde dann gut durchgeschüttelt, auf Wasserbadwärme erhitzt und bis zum

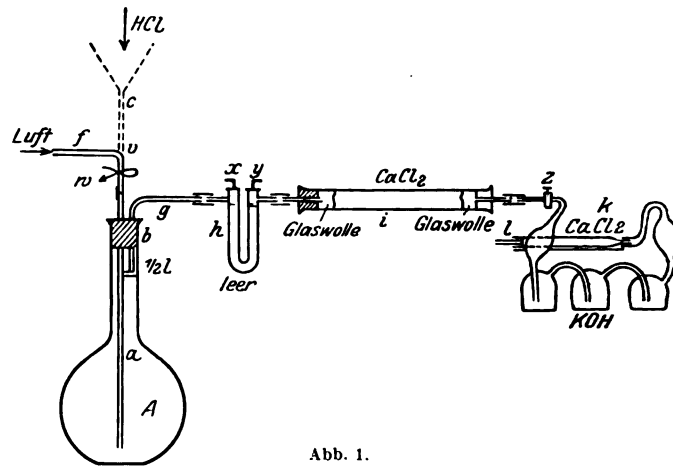


Abb. 1.

nächsten Tage (etwa 18 St.) absitzen gelassen; darauf wurde die klare Flüssigkeit über dem Niederschlag bis auf einen kleinen Rest abgehebert.

Auf den Kolben *A* mit dem gefällten Karbonat wurde ein doppelt durchbohrter Kautschukstopfen *b* aufgesetzt, durch dessen eine Bohrung ein Glasrohr *a* bis an den Boden des Kolbens führte. An seinem oberen Ende war durch ein mit Quetschhahn versehenes Schlauchstück auswechselbar, ein Glastrichter *c* und ein knieförmig gebogenes Glasrohr *f* anschließbar. Durch die zweite Bohrung des Stopfens war ein knapp unter dem Stopfen endigendes rechtwinklig gebogenes Glasrohr *g* durch-

Digitized by Google

gezogen, an welches sich ein leeres U-förmiges Trockenrohr *h* anschloß zur Kondensation des dampfförmig übergehenden Wassers bestimmt, dann eine mit entwässertem Chlorkalzium beschickte 30 cm lange Glasröhre *i*, zur völligen Trocknung des Gasstromes bestimmt und schließlich der dreikuglige Kaliapparat *k* mit angebautem Chlorkalziumtrockenröhrchen *l*.

Die Bestimmung der Gesamtkohlensäure erfolgte nun folgendermaßen:

Bei geöffneten Hähnen *x*, *y*, *z* wurde bei *v* ein Trichterrohr (oder besser ein kleiner Scheidetrichter) aufgesetzt und durch Aufgießen von 8proz. Salzsäure in den Trichter und langsames Öffnen des Quetschhahnes allmählich das Bariumkarbonat zersetzt, wobei die entwickelte Kohlensäure in den Absorptionsapparat übergeführt wurde. Sobald die Säure zugesetzt war und die CO_2-Entwicklung nachgelassen hatte, wurde der Quetschhahn *w* geschlossen und der aufgesetzte Trichter durch ein Glasröhrchen *r* ersetzt, durch welches kohlensäurefreie Luft durch den Apparat geleitet wurde, um die letzten Anteile von Kohlensäure in den Kaliapparat überzuführen. Durch nochmaligen Anschluß des Kohlensäureapparates nach der ersten Wägung ergab sich die vollständige Überführung der Kohlensäure in die Absorptionsvorrichtung.

In Tab. 2 sind die nach den beiden angeführten Bestimmungsmethoden gefundenen Kohlensäurewerte zusammengestellt: Gesamtkohlensäure, Karbonatkohlensäure (Doppelwert in Tab. 2) und freie Kohlensäure, letztere aus der Differenz der Gesamtkohlensäure und der Bikarbonatkohlensäure berechnet und auch nach der Methode von Tillmans und Heublein direkt bestimmt. Die Untersuchungen wurden in Bikarbonatlösungen von Kalk, in künstlich hergestelltem Wasser und in natürlich vorkommendem Wasser vorgenommen; den Proben wurde zum Teil noch freie Kohlensäure zugesetzt. In Kolonne *e* sind die nach der Methode von Tillmans und Heublein sich ergebenden Mehrbeträge über die aus der Differenzmethode sich ergebenden Werte verzeichnet. Schließlich sind in der Abb. 2 die nach beiden Methoden gefundenen Werte für die freie Kohlensäure durch Schaulinien dargestellt.

Tabelle 2.

Versuchslösung	a Gesamt-CO_2 mg/l	b 2 · Karbonat CO_2 mg/l	c Freie CO_2 berechnet c = a bis b mg/l	d Freie CO_2 nach Tillmans u. Heublein mg/l	e Mehrbetrag nach Tillmans u. Heublein d—c
Kalziumbikarbonat	668	246	422	442	+ 20
Desgl.	582	443	139	172	+ 33
Desgl.	575	442	133	172	+ 40
Desgl.	510	473	37	54	+ 17
Desgl.	510	473	37	54	+ 17
Desgl.	482	246	236	250	+ 14
Desgl.	232	198	34	50	+ 16
Desgl.	225	198	27	50	+ 23
Künstliches Wasser					
CaO = 99 MgO = 62 SO_3 = ∅ Cl = ∅	285	123	39	45	+ 6
Desgl.	266	123	20	38	+ 18
Naturwasser					
CaO = 178 MgO = 19 SO_3 = 155 Cl = 15	164	75	14	26	+ 12
Desgl.					
CaO = 291 MgO = 38 SO_3 = 39 Cl = ∅	659	333	93	114	+ 21
	377	155	17	37	+ 20
	333	156	21	35	+ 14
				im Mittel =	19 mg

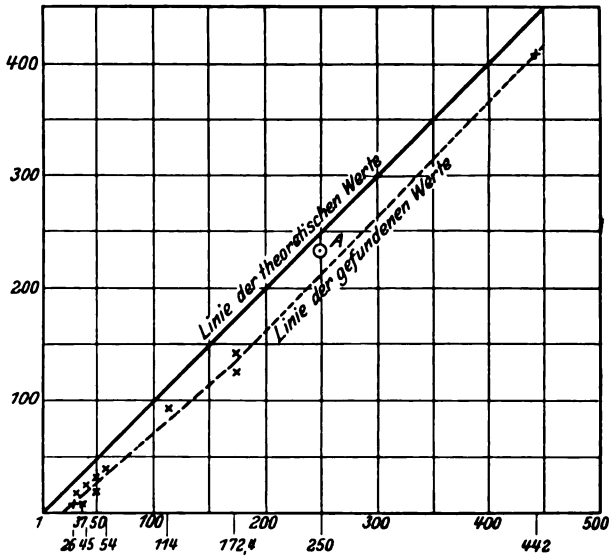


Abb. 2.
– – – gefundene Werte nach Tillmans.

Die Versuche ergaben demnach, daß die durch direkte Titration nach Tillmans und Heublein ermittelten Werte für die freie Kohlensäure sämtlich höher lagen als die sich aus der Gesamtkohlensäure ergebenden, und zwar liegen sie im Mittel aller Versuche um 19 mg höher (bezogen auf 1 l Wasser).

Nun sagt Tillmans von der Methode der Gesamtkohlensäurebestimmung: „Diese Methoden sind wenig empfehlenswert und liefern nach unserer Beobachtung ungünstige und ungenaue Resultate[1]." Auch findet sich in dem Handbuch von Tiemann und Gärtner[2] die Angabe, daß die Bestimmung der Gesamtkohlensäure durch Zersetzung der gefällten Karbonate einen zu niedrigen Wert gibt, den sie bei Anwendung von Kalkhydrat als Fällungsmittel auf etwa 10 mg annehmen, wie aus den angegebenen Korrektionszahlen hervorgeht. Der Fehler wird hauptsächlich der Löslichkeit des Kalziumkarbonates in Ätzkalklösung zugeschrieben.

Es war daher festzustellen, wieweit sich diese Angaben für vorliegendes Arbeitsverfahren bei Fällung der Kohlensäure als Bariumkarbonat bewahrheiten.

Zu diesem Behufe wurde reiner kohlensaurer Kalk, der in Form von zerkleinertem Marmor abgewogen wurde, in eine bei den Versuchen gewöhnlich vorhandene Menge destillierten Wassers in den $^1/_2$-l-Kolben *A* unseres

[1] Tillmans: Journ. f. Gasbel. Nr. 56, S. 349. 1913.
[2] Tiemann-Gärtner: Handbuch der Untersuchung und Beurteilung der Wässer, 4. Aufl., S. 247. 1895.

Digitized by Google

Apparates gebracht und die darin enthaltene Kohlensäure wie oben bestimmt.

Auf diese Weise wurden die folgenden Werte gefunden:

Tabelle 3.

Einwage (Marmor)	Gewogene Kohlensäure	Theoretische Kohlensäure	Fehler
	mg	mg	mg
0,1153	49.6	50,7	— 1,1
0,2055	90,8	90,4	— 0,4
0,3215	140,1	141,5	— 1,4
0,5000	219,5	220,0	— 0,5

Differenzen in den Wägungen — 0,4 bis — 1,4 mg.

Da bei den früheren Untersuchungen 450 ccm Wasser zur Untersuchung angewendet wurden, würde sich auf diese Weise nur ein Fehler von — 1,0 mg bis — 3,1 mg. auf 1 l Wasser berechnet, ergeben.

Es war deshalb nicht anzunehmen, daß auf der Bestimmung der Gesamtkohlensäure an sich die Differenz in dem Ergebnis für die freie Kohlensäure begründet sein sollte. Nach diesem Ergebnis erschien es auch nicht angeraten, auf die Bestimmung der Gesamtkohlensäure nach Winkler[1] überzugehen der die Kohlensäure bekanntlich aus dem ursprünglich zur Untersuchung entnommenen Wasservolumen durch aus Zink und Salzsäure entwickelten Wasserstoff ohne weitere Erhitzung in den Absorptionsapparat übertreibt, wozu er eine besondere Apparatur angibt.

Es erübrigte sich demnach, noch die direkte Bestimmung der freien Kohlensäure näher zu studieren, die nach dem Befunde scheinbar einen zu hohen Wert ergab.

Die Beobachtung bei der Titration der freien Kohlensäure nach Tillmans-Heublein[2] lehrt, daß der Übergang in die rote Phenolphthaleinfärbung durchaus nicht sehr scharf ist. Die Autoren der Methode geben an, es solle auf deutliche Rotfärbung titriert werden, die 5 Min. bestehenbleibt.

Titration der freien Kohlensäure.

Zur Prüfung des Einflusses der Indikatorfärbung bei dieser Bestimmung der freien Kohlensäure wurden einem Naturwasser, das rund 100 mg Kalk und 15 mg Magnesia im Liter enthielt, durch Einleiten reiner mit Wasser gewaschener Kohlensäure verschiedene Mengen dieser einverleibt. Hierauf wurden die Titrationen so ausgeführt, daß zuerst auf eben sichtbare 5 Min. beständige Rotfärbung titriert wurde — d. h so weit, daß die Reflexe im Kolben schwach rosa erscheinen — und dann weiter noch soviel $^1/_{10}$-n-Natronlauge zugesetzt wurde, daß die ganze Flüssigkeit im Kolben deutlich rote Phenolphthaleinfärbung hatte.

Es ergibt sich demnach den Versuchen gemäß, daß man bei der üblichen Anwendung von 200 ccm Wasser durch Titration auf deutliche Rotfärbung bei der Umrechnung auf 1 l Wasser einen um etwa 10 mg Kohlensäure höheren Wert erhält, als wenn man auf die erste eben wahrnehmbare Rotfärbung titriert; in letzterem Falle liegen die Literwerte für die freie Kohlensäure dann

[1] Winkler: Z. anal. Chem. Nr. 42, S. 735. 1903.
[2] l. c.

Tabelle 4.
Titration der freien Kohlensäure nach Tillmans-Heublein.
Angewendete Menge Wasser = 200 ccm.

A erste Rosafärbung in den Reflexen 5 Min. beständig		B deutliche Rotfärbung durch die Flüssigkeit		Differenz B—A
a	b mg freie CO_2	a	b mg freie CO_2	
ccm	m 1 l	ccm	m 1 l	mg auf 1 l
0,8	18	1,1	24	+ 6
1,5	33	1,8	40	+ 7
2,1	46	2,6	57	+ 11
2,2	48	2,7	59	+ 11
3,5	77	4,0	88	+ 10
4,4	97	4,8	105	+ 8
6,0	132	6,45	142	+ 10
8,4	185	8,9	196	+ 11
12,1	266	12,6	278	+ 12
27,5	605	28,0	615	+ 10

Mittel = $^{96}/_{10}$ = 9.6 mg

etwa 10 mg höher als die aus der Gesamtkohlensäure ermittelten.

Berücksichtigt man jedoch, daß nach dem früher Ausgeführten die Werte für die Gesamtkohlensäure infolge der Löslichkeit des Bariumkarbonates um etwa 4 mg CO_2 auf 1 l höher liegen müssen und die Werte für die freie Kohlensäure nach diesen Beobachtungen bei der direkten Titration auf die erste schwache eben wahrnehmbare Rotfärbung um etwa 10 mg CO_2 pro Liter tiefer liegen, so fällt die in Tab. 2 gefundene Differenz von 19 mg um 15 mg CO_2 pro Liter herab, und es ergibt sich dann nur eine Durchschnittsdifferenz von etwa 4 mg CO_2 pro Liter für die nach den beiden Methoden ermittelten Werte für die freie Kohlensäure.

Von diesem Standpunkte gesehen können die beiden Bestimmungsverfahren bei Anwendung auf üblicherweise nicht stark verunreinigte Grund- und Trinkwässer als brauchbar und übereinstimmend angesehen werden.

Es kommt aber bei manchen natürlichen Wässern noch eine andere bedeutungsvolle Fehlerquelle[1] in Betracht, welche die besprochene Differenz weit überwiegen kann, nämlich ihr Gehalt an schwachen organischen Säuren und an Salzen solcher Säuren; dies trifft vielfach bei Moorwässern zu. Es sollen einige Untersuchungen solcher Wässer herausgegriffen werden, an denen sich das Gesagte besonders deutlich zeigt.

Tabelle 5.

Probe Nr.	a Gesamt-CO_2	b Karbonat-CO_2	c Freie CO_2 berechnet	d Freie CO_2 (n. Tillmans) direkt bestimmt	Differenz d—e
1	197	95	7	40	+ 33
2	93	73	0	120	+ 120
3	106	88	0	69	+ 69
4	659	333	0	114	+ 114

Die freien organischen Säuren erhöhen den Verbrauch an Natronlauge bei der direkten Ermittlung der freien Kohlensäure und täuschen dadurch einen höheren Gehalt an freier Kohlensäure vor. Käme nur dieser Umstand in Betracht, so könnte man durch die Differenz

[1] V. Rodt: Chem. Zg. 44, H. 76. 1920.

Digitized by Google

aus Gesamtkohlensäure und dem Doppelwert der Karbonatkohlensäure die tatsächlich vorhandene freie Kohlensäure erfahren, und der bei der direkten Bestimmung der freien Kohlensäure nach Tillmans gefundene Überschuß würde dem Gehalt an freier organischer Säure entsprechen[1]. Wie aber aus den Untersuchungen 2, 3, 4 (Tab. 5) der Moorwasserproben schon deutlich hervorgeht, in welchen die Bikarbonatkohlensäure einen höheren Wert als die Gesamtkohlensäure ergab, ist das nicht möglich. Bei der Bestimmung der Karbonatkohlensäure werden gerade wie die an die schwache Kohlensäure gebundenen Basen auch die an die schwachen organischen Säuren gebundenen Basen (also die organischen Salze) mittitriert, gegen welche der verwendete Indikator Methylorange ebensowenig empfindlich ist wie gegen Kohlensäure.

Eine Methode zur direkten Bestimmung dieser organischen Säuren und Salze ist nicht bekannt und läßt sich auch außerordentlich schwer durchführen.

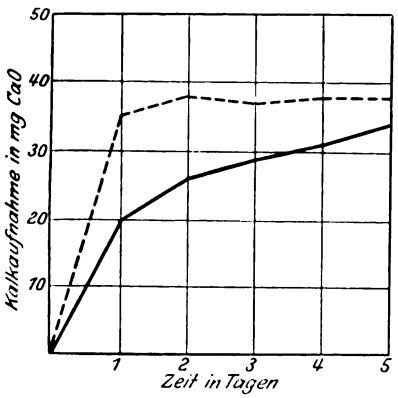


Abb. 3.
– – – auf der Schüttelmaschine, —— mit der Hand geschüttelt.

Soweit diese Ermittlung der Kohlensäurewerte zu dem Zwecke angestrebt wird, eine Beurteilung des Angriffsvermögens des Wassers auf Betonbauten zu gewinnen, ist eine exakte Ermittlung der einzelnen Kohlensäurewerte jedoch von gar keiner ausschlaggebenden Bedeutung.

Es wäre in diesen Fällen empfehlenswert, das Angriffsvermögen des Wassers dadurch zu charakterisieren, daß man durch die Tillmansche Titration das Kalklösungsvermögen des Wassers feststellt und das Ergebnis in Milligramm CaO (Kalziumoxyd) auf 1 l Wasser angibt.

Dieser Wert wäre kurz als „Kalklösungsvermögen" des Wassers zu bezeichnen.

Außerdem wäre bei den jetzt in Betracht gezogenen Untersuchungen für bautechnische Zwecke dann nur noch der Gehalt an „aggressiver Kohlensäure" nach Heyer[2] und der für Karbonatkohlensäure zu ermitteln. Die aggressive Kohlensäure ermittelt man experimentell durch Schütteln des Wassers mit Marmorpulver. Da auch dabei ersichtlicherweise alle organischen und anorganischen freien Säuren zur Auswirkung kommen, wäre es auch hier praktisch, diesen Wert in Milligramm CaO pro Liter auszudrücken und als „Kalziumkarbonatangriffsvermögen" zu bezeichnen. Es sind noch einige Worte zur experimentellen Bestimmung dieses Wertes zu sagen.

[1] Ein Vorschlag Tillmans in seinem Buche: Die chemische Untersuchung von Wasser und Abwasser, S. 90. Verlag W. Knapp, Halle.

[2] Heyer: Gesundhtsing. Nr. 35, S. 669. 1912.

Aggressive Kohlensäure.

Zur Ermittlung der aggressiven Kohlensäure — des Angriffsvermögens — gibt Heyer die folgende Methode an:

„In eine gut schließende Flasche von etwa 500 ccm Inhalt werden einige Gramm feingepulverten[1] und gut ausgewaschenen Marmorpulvers gebracht und dann die Flasche mittels eines bis an den Boden reichenden Schlauches mit dem Wasser bis an den Hals angefüllt. Die Flasche wird darauf mit dem Stopfen verschlossen und öfter gut durchgeschüttelt. Nach 3 Tagen entnimmt man 100 ccm des Wassers und titriert mit Methylorange als Indikator und $^1/_{10}$-n-Säure. Die Titration wird nach einigen Tagen nochmals wiederholt, um sich davon zu überzeugen, daß weitere Kalkaufnahme nicht mehr stattgefunden hat. Meiner Erfahrung nach ist bei sehr stark gefärbten Wässern jedoch an Stelle von Methylorange, dessen Umschlag in solchen Wässern zu beobachten die größte Schwierigkeit macht, besser Lackmus als Indikator anzuwenden. Es muß aber dann das Wasser gekocht werden und der Säurezusatz so lange fortgesetzt werden, bis bei dauerndem Kochen bleibende Rötung eintritt.

Durch die Differenz aus dem so gefundenen Werte der Titration und dem Werte, den man auf gleiche Weise vor der Behandlung des Wassers mit dem Marmorpulver erhalten hat, ergibt sich die Menge des vom Wasser aufgenommenen kohlensauren Kalkes."

Lösungsgeschwindigkeit von Marmorpulver in kohlensäurehaltigem Wasser.

Für die Bestimmung der „aggressiven" Kohlensäure in Wässern werden dieselben demnach nach dem Vorschlage von Heyer, wie oben genau ausgeführt wurde, mit Marmorpulver versetzt, 3 Tage hindurch öfter umgeschüttelt und darauf die vom Wasser aufgenommene Kalkmenge ermittelt. Nach Verlauf von weiteren Tagen wird der Wert auf seine Konstanz kontrolliert.

Im folgenden soll eine Versuchsreihe die Wirkung der Art des Schüttelns auf diese Reaktion dartun.

Versuchsanordnung.

In 5 l Leitungswasser des Amtes (welches rund 100 mg Kalk und 15 mg Magnesia im Liter als Bikarbonate enthält) wurde eine Zeitlang gereinigte Kohlensäure eingeleitet und der Gehalt des Wassers an freier Kohlensäure auf diese Weise etwas angereichert.

Mit dem so gewonnenen Wasser wurden 10 Flaschen von 300 ccm Inhalt gefüllt, nachdem vorher in jede der Flaschen 3 g Marmorpulver (in der Siebung zwischen 900- und 2500-Maschenweite) eingewogen worden war. Das Füllen der Flaschen erfolgte mittels eines Hebers,

[1] Das verwendete Marmorpulver wird von mir auf die Weise erhalten, daß das gepulverte Material über die Siebe von 2500 und 900 Maschen pro qcm abgesiebt wird und nur das zwischen diesen Sieben liegende Material zu den Versuchen verwendet wird.

Digitized by Google

dessen längerer Schenkel bis auf den Boden der zu füllenden Flasche reichte, um keine Kohlensäureverluste zu erleiden. Sie wurden so weit mit dem Wasser gefüllt, daß nach Aufsetzen des Korkstopfens nur noch eine Luftblase von etwa $^1/_2$ ccm Inhalt in der Flasche verblieb.

5 Flaschen wurden mit der Hand und 5 Flaschen mit einer Schüttelmaschine, welche die Flaschen um ihre horizontale Achse drehte, bewegt. Im einzelnen wurde folgendermaßen vorgegangen: Die erste Serie von 5 Flaschen wurde jede Stunde umgeschwenkt und dies täglich 6mal ausgeführt; die übrigen 18 St. des Tages wurden die Flaschen der Ruhe überlassen. Nach je 24 St. wurde eine Flasche untersucht, so daß sie stets vor der Titration 18 St. gestanden hatte.

Die zweite Serie von 5 Flaschen wurde täglich 6 St. in der Schüttelmaschine auf die Weise geschüttelt, daß die Flaschen 35mal in der Minute um ihre horizontale Achse gedreht wurden. Bei dieser Behandlung war das Marmorpulver in der Flüssigkeit dauernd in Bewegung. Nach Ablauf der 6 St. wurde eine Flasche herausgenommen, 18 St. (bis zum nächsten Tag) stehengelassen und darauf zugleich mit der ersten Flasche der ersten Serie auf ihren Kalkgehalt titriert. Mit den andern Flaschen wurde in den folgenden Tagen auf analoge Weise verfahren.

Die Bestimmung des Kalkes erfolgte in allen Fällen durch Titration von 200 ccm völlig klar abgehobenen Wassers mit $^1/_{10}$-n-Salzsäure unter Verwendung von Methylorange als Indikator.

Versuchsergebnis.

Unter A sind die mit der Hand geschüttelten Proben, unter B sind die mit der Maschine geschüttelten Proben verzeichnet.

Tabelle 6.

Einwirkungsdauer in Tagen	A			B		
	Verbrauch in $^1/_{10}$ n-HCl ccm	Gefunden CaO in mg	Aufgenommen CaO in mg	Verbrauch in $^1/_{10}$ n-HCl ccm	Gefunden CaO in mg	Aufgenommen CaO in mg
Ursprüngliches Wasser	7,5	21	—	7,5	21	—
1	14,7	41	20	20,1	56	35
2	16,9	47	26	20,9	59	38
3	18,0	51	29	20,6	58	37
4	18,7	53	31	21,0	59	38
5	19,6	55	34	21,2	59	38

Die Versuche ergaben, wie ersichtlich, folgendes:

Das fortgesetzte maschinelle Schütteln wirkt sehr begünstigend auf das rasche Erreichen des Gleichgewichtszustandes zwischen dem als Bodenkörper vorhandenen kohlensauren Kalk und der lösenden Kohlensäure.

Bei der wenig intensiven Durchmischung von freier Hand ist nach 1 Tage nur etwa $^1/_2$, nach 3 Tagen nur etwa $^2/_3$ und nach 5 Tagen noch nicht alle aggressive Kohlensäure zur Auswirkung gekommen, wogegen bei dem maschinellen Schütteln schon nach 1 Tage fast alle, nach 2 Tagen aber die ganze Menge der vorhandenen aggressiven Kohlensäure zur Auswirkung gekommen und in den weiteren 3 Tagen völliger Gleichgewichtszustand eingetreten ist.

Da in den meisten Fällen die Untersuchungen derartiger Wässer zwecks Beurteilung möglicher Betonbeschädigungen eilig ist, weil die weitere Bauausführung dadurch ins Stocken gerät, empfiehlt es sich, zur Bestimmung des vom Verf. vorgeschlagenen Kalziumkarbonatangriffsvermögens der Wässer ein maschinelles Schüttelverfahren nach beschriebener Art anzuwenden, wodurch die Bestimmungen in 2 Tagen (gegenüber 6 bis 7 Tagen nach der ursprünglich von Heyer vorgeschlagenen Methode) beendet ist.

Zusammenfassung.

Die Bestimmungsmethoden für die verschiedenen Kohlensäurearten im Wasser sind einer kritischen Betrachtung vom Standpunkte ihrer praktischen Anwendung auf die Untersuchung von Naturwässern unterzogen worden.

Das Ergebnis ist folgendes:

Die Bestimmung der Karbonatkohlensäure ergibt bei der Titration mit $^1/_{10}$-n-Säure und Anwendung von Methylorange als Indikator gute Werte, wobei jedoch erforderlich ist, die in der Flüssigkeit gelöste Kohlensäure durch Kochen zu entfernen.

Die Ermittlung der freien Kohlensäure (oder der Gesamtkohlensäure) durch Zusatz von überschüssigem Kalk- oder Barytwasser und Rücktitration mit $^1/_{10}$-Normalsäure (in Verbindung mit der Karbonatkohlensäurebestimmung) gibt fehlerhafte Werte, da mit steigendem Überschuß an Kalk- oder Barythydrat steigende CO_2-Werte gefunden werden.

Die Methode der Gesamtkohlensäurebestimmung durch Fällung der Kohlensäure mit Barythydratlösung und Zersetzung des Bariumkarbonates (ohne vorhergehende Filtration!) mit Salzsäure und Wägung der Kohlensäure, sowie die Methode für die freie Kohlensäure nach Tillmans und Heublein geben für nicht stark verunreinigte Wässer brauchbare Ergebnisse, wogegen sie bei den für Betonangriffe oft in Betracht kommenden Moorwässern, infolge der enthaltenen schwachen organischen Säuren, häufig nicht vorhandene Kohlensäure vortäuschen.

Die Ausführung der Bestimmung der aggressiven Kohlensäure läßt sich durch Anwendung eines Schüttelapparates, bei welchem durch langsame Rotation der Flaschen um ihre Längsachse das Marmorpulver fortgesetzt durch das Wasser hindurchfällt, sehr beschleunigen; die Ergebnisse sind auf diese Weise schon nach ca. 14 St. erhältlich.

Zu einer Charakterisierung der Schädlichkeit eines Wassers für Betonbauwerke, auf Grund seines Kohlensäuregehaltes, reicht neben der Bestimmung der Karbonatkohlensäure die Angabe über sein Kalk- und Kalziumkarbonatlösungsvermögen (CaO mg pro Liter) aus; diese Werte ergeben sich unmittelbar aus den Bestimmungen der freien und aggressiven Kohlensäure.

Digitized by Google

Das Verfahren zur Prüfung von Mauersteinen auf Druckfestigkeit.

Von **H. Burchartz**[1].

Nach den vom Reichsverkehrsministerium herausgegebenen „Regeln für Lieferung und Prüfung von Mauerziegeln (Backsteinen)“ und den mit diesen übereinstimmenden Vorschriften des Normenblattes DIN **105** des Deutschen Normenausschusses sollen Mauerziegel in der Weise auf Druckfestigkeit geprüft werden, daß die Ziegel auf einer Steinsäge in zwei Hälften geschnitten, die Hälften mit fettem Zementmörtel aufeinandergemauert, die der Mauerfuge parallelen Druckflächen mit ebensolchem Zementmörtel abgeglichen und die so gewonnenen Versuchskörper nach ausreichender Erhärtung der Mörtelschichten und genügendem Austrocknen der Druckprobe unterzogen werden.

In der gleichen Weise sollen auch Kalksandsteine nach Normenblatt DIN **106** auf Druckfestigkeit geprüft werden. Nach demselben Prüfungsverfahren wird auch die Druckfestigkeit anderer Mauersteine in Reichsform (Schlackensteine, Zementsteine usw.) ermittelt.

Dieses Verfahren ist aus den Beschlüssen der Konferenzen des Internationalen Verbandes für die Materialprüfungen der Technik[2] übernommen. Aus welchen Gründen dieses Verfahren seinerzeit empfohlen und eingeführt worden ist, dafür findet sich ein Anhalt weder in den „Beschlüssen“ noch sonstwo in der einschlägigen Literatur. Wahrscheinlich hat man das Verfahren deshalb vorgeschlagen, weil man auf die beschriebene Art und Weise annähernd würfelförmige Probekörper unter möglichster Erhaltung der sog. Brennhaut der Ziegel gewinnen und den etwaigen nachteiligen Einfluß, den das ganze oder teilweise Fehlen der Brennhaut, das allerdings beim Herausschneiden oder Herausbohren von Körpern aus den Steinen unvermeidbar ist, auf das Versuchsergebnis ausüben könnte, nach Möglichkeit ausschließen wollte.

Abgesehen davon, daß in Wirklichkeit nach dem angegebenen Probenfertigungsverfahren keine genau würfelförmigen Körper gewonnen werden — das Verhältnis $\frac{\text{gedrückte Fläche}}{\text{Höhe}}$ beträgt nämlich bei solchen Probekörpern aus zwei zusammengemauerten Steinhälften aus Mauersteinen in Reichsform mit Fuge und Abgleichschichten durchschnittlich nur etwa 0,8, nicht wie bei den Würfeln 1 —, hat man wahrscheinlich übersehen, daß man auch noch eine Reihe anderer Fehlerquellen in das Versuchsverfahren hineinträgt, die das Prüfungsergebnis unter Umständen noch weit mehr und dabei unkontrollierbarer beeinflussen als das teilweise oder vollständige Fehlen der Brennhaut, und die es unmöglich machen, die wahre Materialfestigkeit zuverlässig zu ermitteln. Diese Fehlerquellen liegen in der ungleichen Bindekraft der für Fuge und Abgleichschichten verwendeten Zemente, der dadurch bedingten Festigkeit sowie in dem Alter der Fuge und der Abgleichschichten.

Gary[1] hat bereits 1899 auf die Mängel des Verfahrens aufmerksam gemacht und durch einschlägige Versuche den Einfluß der Bindekraft bzw. Festigkeit des zur Herstellung der Fuge verwendeten Zements und des Alters der Mörtelbänder auf die Festigkeit der Probekörper festgestellt. Verf.[2] hat dann durch eigene umfangreiche Versuche die Abhängigkeit der Festigkeit der Probekörper von dem Alter der Fuge und Abgleichschichten ermittelt und durch weitere Versuche die Beziehungen zwischen der Druckfestigkeit von Versuchskörpern aus Steinhälften (Körperfestigkeit) und der aus den Steinen herausgeschnittenen würfelförmigen Körper (Würfel- oder Materialfestigkeit) festgestellt.

Für erstgenannte Untersuchungen wurden aus den Ziegelsteinen Probekörper in der vorgeschriebenen Weise hergestellt und nach 7, 14, 28 und 90 Tagen Lagerung an der Luft im Zimmer auf Druckfestigkeit geprüft. Die gewonnenen Ergebnisse sind als Durchschnittswerte aus je 10 Einzelversuchen in Tafel 1 wiedergegeben und in Abb. 1 zeichnerisch dargestellt. Aus den Zahlenwerten wie aus dem Verlauf der sie darstellenden Schaulinien ist der Einfluß des Alters der Mörtelschichten auf die Festigkeit der Probekörper ohne weiteres ersichtlich. Der Grad der Festigkeitsänderung mit fortschreitendem Alter ist durch die in der Tafel angegebenen Zahlen veranschaulicht, die als Verhältnis der 7-Tages-Festigkeit (diese = 100 gesetzt) zur Druckfestigkeit der Körper der übrigen Altersstufen berechnet und in dem Schaubilde ebenfalls dargestellt sind. Aus dem Verlauf der Schaulinie ist zu ersehen, daß die Druckfestigkeit der Probekörper mit fortschreitendem Alter der Mörtelbänder zunimmt. Diese Festigkeitszunahme schwankt z. B. für die 28 Tage alten Körper zwischen 1 und 26 und für die 90 Tage alten zwischen 3 und 39% der 7-Tages-Festigkeit. Man sieht also schon hieraus, welche Unsicherheit in dem zur Zeit üblichen Verfahren der Druckfestigkeitsprüfung von Mauersteinen liegt.

Tafel 1. Ergebnisse (Mittelwerte) der Druckversuche und Verhältniszahlen.

Ziegelsorte	Mittlere Druckfestigkeit in kg/cm²				Verhältniszahlen 7 Tage Festigkeit = 100 gesetzt			
	7	14	28	90	7	14	28	90
	Tage				Tage			
1	93	98	105	111	100	105	113	119
2	108	117	113	150	100	108	105	139
3	119	117	120	131	100	98	101	110
4	179	186	189	204	100	104	106	114
5	184	188	237	239	100	102	126	103
6	433	470	444	492	100	108	103	114

[1] Original: Tonindustrie-Zeitung **51**, Nr. 58, S. 1028/31 (1927).

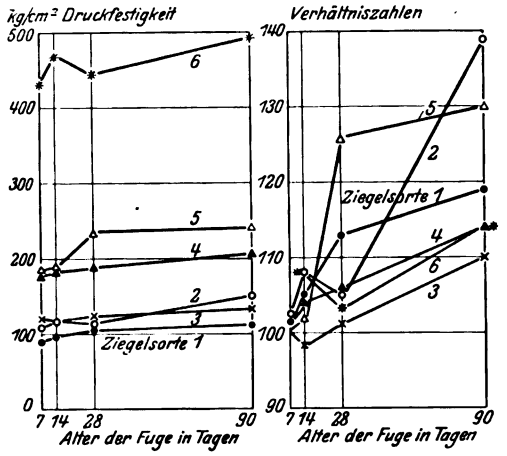
[2] Beschlüsse der Konferenzen zu München, Dresden, Berlin und Wien über einheitliche Untersuchungsmethoden bei der Prüfung von Bau- und Konstruktionsmaterialien auf ihre mechanischen Eigenschaften, zusammengestellt i. A. der Wiener Konferenz von J. Bauschinger, Prof. d. T. H. München. Verlag Th. Ackermann, München.

[1] M. Gary: Ziegelprüfungen in den Betriebsjahren 1895 und 1897, Mitt. a. d. kgl. techn. Versuchsanstalten Berlin 1899, 4. H., 17. Jahrg., S. 121.

[2] H. Burchartz: Luftkalke und Luftkalkmörtel. Berlin: J. Springer 1908.

Digitized by Google

Für die weiteren Versuche zur Feststellung der Beziehungen zwischen Körper- und Würfelfestigkeit, die an 16 Ziegel- und 10 Kalksandsteinsorten ausgeführt



●——● Ziegelsorte 1; o——o Ziegelsorte 2; ×——× Ziegelsorte 3;
△—△ Ziegelsorte 4; ▲——▲ Ziegelsorte 5; •——• Ziegelsorte 6;

Abb. 1. Darstellung der Versuchsergebnisse nach Tafel 1. (Einfluß des Alters der Fuge und Abgleichschichten auf die Festigkeit der Versuchskörper.)

wurden, wurden aus Steinen jeder Steinsorte je 10 Körper nach dem vorgeschriebenen Verfahren gefertigt und außerdem je 10 würfelförmige Körper, deren Kantenlänge gleich der Dicke der Steine bemessen wurde, herausgeschnitten. Sämtliche Probekörper wurden im trokkenen Zustande der Druckprobe unterzogen.

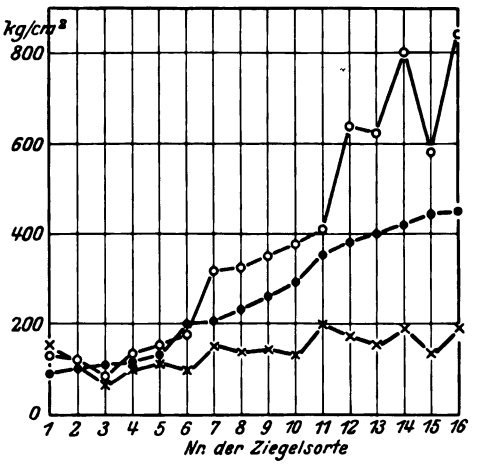
Die gewonnenen Durchschnittsfestigkeitswerte sind in Tafel 2 enthalten und in Abb. 2 und 3 zeichnerisch dargestellt.

Tafel 2.
Ergebnisse (Mittelwerte) der Festigkeitsversuche.
(Vergleiche zwischen Körper- und Würfelfestigkeit.)

Ziegelsteine				Kalksandsteine			
	Mittlere		Verhältniszahlen, Körperfestigkeit = 100 gesetzt		Mittlere		Verhältniszahlen, Körperfestigkeit = 100 gesetzt
Ziegelsorte	Körperfestigkeit kg/cm²	Würfelfestigkeit kg/cm²		Kalksandsteinsorte	Körperfestigkeit kg/cm²	Würfelfestigkeit kg/cm²	
1	97	134	138	1	120	119	99
2	105	120	114	2	126	120	95
3	113	82	73	3	134	140	104
4	120	125	104	4	140	157	112
5	130	158	122	5	142	113	80
6	189	177	94	6	144	140	97
7	206	317	154	7	177	267	151
8	231	321	139	8	179	188	105
9	260	375	144	9	185	178	96
10	292	386	132	10	194	233	120
11	350	701	200				
12	382	639	167				
13	403	620	154				
14	421	804	191				
15	444	580	131				
16	454	838	185				

Eine Erläuterung dieser Werte erübrigt sich. Die Zahlen und der Verlauf der Schaulinien sprechen für sich selbst.

Man ersieht ohne weiteres, daß die Körperfestigkeit, d. i. die Druckfestigkeit der zusammengemauerten Steinhälften, bei den weniger festen Steinen teils etwas höher, teils ebenso groß ist wie die Materialfestigkeit, d. h. wie die an den Würfeln ermittelte Druckfestigkeit. Je größer jedoch die Festigkeit der Steine ist, um so mehr ändert sich dieses Verhältnis in dem Sinne, daß bei den festeren Steinen die Körperfestigkeit geringer ist als die Materialfestigkeit, und zwar wird der Unterschied zwischen Körper- und Würfelfestigkeit um so größer, je höher die Materialfestigkeit ist.



●——● Körperfestigkeit; o——o Würfelfestigkeit;
×——× Verhältnis der Körper- zur Würfelfestigkeit.

Abb. 2. Darstellung der Versuchsergebnisse nach Tafel 2. (Ziegelsteine.) Vergleich zwischen Körper- und Würfelfestigkeit.

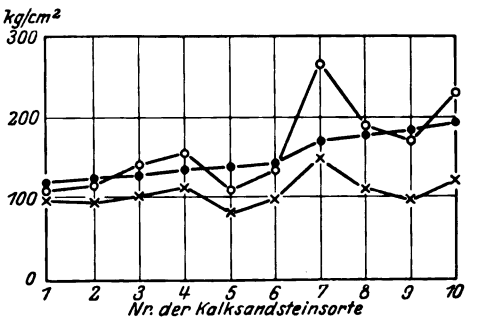


Abb. 3. Darstellung der Versuchsergebnisse nach Tafel 2. (Kalksandsteine.) Vergleich zwischen Körper- und Würfelfestigkeit. Zeichenerklärung wie für Abb. 2.

Wenngleich die vorliegenden Versuchsergebnisse bereits deutlich erkennen ließen, daß das gebräuchliche Verfahren der Prüfung von Mauersteinen auf Druckfestigkeit unzuverlässig ist und bei dessen Anwendung die für Vergleichszwecke gültige Materialfestigkeit der Steine nicht gefunden wird, sind doch auf Veranlassung des Verf. noch weitere planmäßige Versuche nach dieser Richtung hin ausgeführt worden, erstens um weitere Unterlagen für die Beurteilung der Beziehungen zwischen Körper- und Materialfestigkeit zu gewinnen, und zweitens um festzustellen, ob sich auch statt würfelförmiger zylindrische Körper zur Bestimmung der Materialfestigkeit benutzen lassen. Für diese Versuche wurden aus einer großen Anzahl von Ziegel- und Kalksandsteinsorten

1. Probekörper in der nach den ministeriellen Regeln bzw. in der DIN **105** für die Prüfung von Mauerziegeln vorgeschriebenen Art und Weise,

2. würfelförmige Körper, deren Kantenlänge gleich der Höhe der Steine war,

3. zylindrische Körper von 5 cm Durchmesser und 5 cm Höhe hergestellt. Die Würfel wurden aus den

Digitized by Google

Tafel 3. Mittlere Abmessungen der Probekörper zu den Druckversuchen.

Steinsorte Nr.	Art der Versuchsstücke	Mittlere Abmessungen in cm	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10
Mauerziegel.												
	Körper aus 2 Steinhälften	Länge	12,1	12,2	12,1	11,8	11,7	11,9	12,1	12,0	11,9	11,8
		Breite	12,2	14,5	12,4	11,9	11,7	11,9	12,1	11,9	12,2	11,8
		Höhe	14,5	14,9	14,3	14,5	14,0	14,0	14,3	14,0	14,0	14,5
		Gedrückte Fläche cm²	148	149	150	140	137	142	146	143	145	139
	Würfel	Länge	6,00	6,03	6,29	6,27	6,25	6,32	6,38	6,23	6,25	6,02
		Breite	6,01	5,95	6,29	6,30	6,25	6,30	6,38	6,24	6,16	6,01
		Höhe	6,01	5,98	6,30	6,33	6,01	6,16	6,15	6,14	6,14	6,06
		Gedrückte Fläche cm²	36,1	35,6	39,6	39,3	39,0	39,2	40,3	38,9	38,5	36,2
	Zylinder	Länge	⌀ 4,95	⌀ 4,94	⌀ 4,87	⌀ 4,95	⌀ 4,89	⌀ 4,87	⌀ 4,87	⌀ 4,87	⌀ 4,87	⌀ 4,95
		Höhe	4,94	4,98	5,06	5,03	5,00	5,01	4,92	5,00	5,00	5,00
		Gedrückte Fläche cm²	19,2	19,2	18,7	19,2	18,9	18,6	18,6	18,6	18,6	19,2
Kalksandsteine.												
	Körper aus 2 Steinhälften	Länge	12,0	12,0	12,0	12,0	12,0	12,2	12,0	12,1	12,0	12,0
		Breite	12,0	11,9	11,9	12,0	11,8	12,2	11,8	12,0	12,0	12,0
		Höhe	13,8	14,3	14,0	14,8	14,0	14,0	14,0	14,0	14,0	13,9
		Gedrückte Fläche cm²	144	138	143	144	142	146	142	145	144	144
	Würfel	Länge	5,99	6,30	6,20	6,03	6,25	6,30	6,30	6,20	6,00	5,55
		Breite	6,03	6,30	6,40	6,01	6,28	6,10	6,30	6,10	6,00	5,52
		Höhe	6,02	6,10	6,40	6,00	6,28	6,00	6,30	6,10	5,90	5,53
		Gedrückte Fläche cm²	36,1	37,8	39,0	36,2	39,3	36,0	39,6	37,8	36,0	30,6
	Zylinder	Länge	⌀ 4,94	⌀ 4,85	⌀ 4,93	⌀ 4,87	⌀ 4,90	⌀ 4,90	⌀ 4,90	⌀ 4,90	⌀ 4,90	⌀ 4,85
		Höhe	4,99	5,00	5,02	5,05	5,00	5,00	5,00	5,00	5,00	4,99
		Gedrückte Fläche cm²	19,2	18,9	18,5	19,1	18,6	18,9	18,9	18,9	18,9	18,5

Steinen herausgeschnitten, die Zylinder aus diesen herausgebohrt.

In einzelnen Fällen traten beim Herausbohren der Zylinder derart weitgehende Zerstörungen an den Versuchskörpern ein, daß diese für die Prüfung auf Druckfestigkeit nicht verwendbar waren, und zwar wurde diese Erscheinung bei solchem Steinmaterial beobachtet, das ein grobkörniges Gefüge hatte[1].

Beim Herausschneiden der Würfel traten äußerlich wahrnehmbare Beschädigungen der Probekörper nicht ein.

Sämtliche Körper wurden trocken der Druckprobe unterzogen.

In Tafel 4 und 5 sind die Versuchsergebnisse verzeichnet, und zwar nach steigender Körperfestigkeit der Steine geordnet. Tafel 3 enthält die mittleren Abmessungen der Versuchsstücke.

Tafel 4. Ergebnisse der Prüfung von Mauerziegeln auf Druckfestigkeit.

Steinsorte Nr.	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10
Versuch Nr.	Druckfestigkeit in kg/cm²									
Aus zwei Steinhälften bestehende Probekörper (Körperfestigkeit).										
1	349	424	500	430	476	434	590	740	715	780
2	309	390	410	420	388	487	450	660	807	810
3	282	407	320	450	490	476	680	710	743	700
4	339	372	400	400	359	519	570	560	578	690
5	305	277	560	480	424	580	490	760	648	790
6	386	340	440	420	553	569	590	560	732	750
7	309	420	390	400	542	533	670	650	825	800
8	258	390	520	480	370	406	470	760	630	830
9	312	410	290	440	553	455	540	550	609	670
10	342	300	480	400	355	466	370	580	715	810
Mittel	319	373	430	430	451	493	540	650	700	760
Aus den Steinen geschnittene Würfel (Würfelfestigkeit).										
1	508	730	830	620	643	1128	973	1034	1524	1540
2	302	859	744	580	805	814	779	1162	1304	1600
3	472	508	621	790	643	925	864	1214	1471	1480
4	453	418	633	770	867	1242	719	1021	1148	1370
5	361	544	867	740	1210	1102	1047	1085	955	1360
6	601	460	793	820	1044	988	1059	1188	1628	1660
7	338	470	830	930			719			1720
8	213	508	707	870			828			1140
9	392		584	670			900			1430
10	289	[2]	584	860	[2]	[2]	872	[2]	[2]	1120
Mittel	393	562	719	765	869	1033	876	1117	1338	1440
Aus den Steinen gebohrte Zylinder (Zylinderfestigkeit).										
1	568	611	602	460	615	1227	770	800	880	1590
2	425	635	662	590	789	1262	933	960	1077	1180
3	434	493	740	760	512	1015	1032	850	1611	1480
4	451	627	627	780	896	1121	960	1050	1998	1480
5	434	577	627	640	941	996	897	1220	1041	1230
6	400	518	696	590	905	960	842	810	897	1590
7	196	443	584	1040	589	797	915	1160	1139	1180
8	264		610	990	564	1262	951	870		1100
9	297		602	810		1351	960	900		1890
10	289	[2]	602	870	[2]	[2]	1005	950	[2]	1920
Mittel	376	543	635	753	726	1110	926	960	1235	1460

[1] Die gleiche Erscheinung ist auch häufig beim Herausbohren von zylindrischen Körpern aus feuerfesten Steinen mit grobkörnigem Gefüge beobachtet worden.

[2] Zur Herstellung weiterer Versuchsstücke reichte das Probematerial nicht aus.

Digitized by Google

Tafel 5. Ergebnisse der Prüfung von Kalksandsteinen auf Druckfestigkeit.

Steinsorte Nr.	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10
Versuch Nr.	Druckfestigkeit in kg/cm²									
Aus zwei Steinhälften bestehende Probekörper (Körperfestigkeit).										
1	178	182	182	198	214	215	214	254	255	304
2	188	203	206	191	204	202	238	233	248	293
3	161	175	182	195	231	205	200	281	235	293
4	164	150	182	174	204	215	214	247	255	317
5	171	214	165	218	204	212	218	223	252	293
6	167	178	189	225	190	218	211	270	279	293
7	164	185	216	171	208	222	200	223	228	300
8	167	178	203	215	214	225	225	223	235	307
9	188	168	216	195	201	228	225	240	255	321
10	167	199	182	225	228	218	242	237	245	317
Mittel	172	183	192	201	210	216	219	243	249	304
Aus den Steinen geschnittene Würfel (Würfelfestigkeit).										
1	231	194	226	226	237	209	214	246	267	373
2	158	220	218	262	179	222	226	268	308	336
3	204	220	222	203	216	268	218	238	285	368
4	208	212	201	140	199	227	255	268	303	373
5	226	194	243	253	253	191	251	259	303	368
6	185	194	201	270	187	181	207	255	267	346
7	181		188	212	208					383
8	253		214	203						378
9	158		201	230						360
10	240	[1]	[1]	212		[1]	[1]	[1]	[1]	377
Mittel	204	206	213	221	211	216	228	256	289	366
Aus den Steinen gebohrte Zylinder (Zylinderfestigkeit).										
1	134	190	238	169	249	168	131	250	242	397
2	115	216	203	151	161	132	139	250	242	424
3	126	216	236	126	171	164	249	242	250	388
4	121	225	241	163	138	216	252	233	259	388
5	219	225	141	163	192	222	153	242	259	379
6	179	190	200	205	199	214	165	250	250	397
7	159	225	155	194	126	177	165	216		379
8	144	225	137	165	128	166	168	207		397
9	178	216	170	222	124	170	141	250		362
10	160	216	230	171	254	186	132	233	[1]	371
Mittel	154	214	195	173	174	182	170	237	250	388

Tafel 6. Zusammenstellung der Mittelwerte der Druckversuche.

Steinsorte Nr.	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10
Art der Versuchsstücke	Mittlere Druckfestigkeit in kg/cm²									
Mauerziegel.										
Körper .	319	373	430	430	451	493	540	650	700	760
Würfel .	393	562	719	765	869	1033	876	1117	1338	1440
Zylinder	376	543	635	753	726	1110	926	960	1235	1460
Kalksandsteine.										
Körper .	172	183	192	201	210	216	219	243	249	304
Würfel .	204	206	213	221	211	216	228	256	289	366
Zylinder	154	214	195	173	174	182	170	237	250	388
Verhältniszahlen: Körperfestigkeit = 100 gesetzt.										
Mauerziegel.										
Körper .	100	100	100	100	100	100	100	100	100	100
Würfel .	123	151	169	178	193	209	162	172	192	189
Zylinder	118	146	148	175	161	225	172	148	176	192
Kalksandsteine.										
Körper .	100	100	100	100	100	100	100	100	100	100
Würfel .	119	113	111	110	100	100	104	105	116	125
Zylinder	89	117	102	85	82	84	78	98	100	128

[1] Zur Herstellung weiterer Versuchsstücke reichte das Probematerial nicht aus.

Zwecks leichterer Übersicht sind die Mittelwerte der Druckversuche in Tafel 6 zusammengestellt und in den Abb. 4 und 5 schauzeichnerisch aufgetragen. Um den

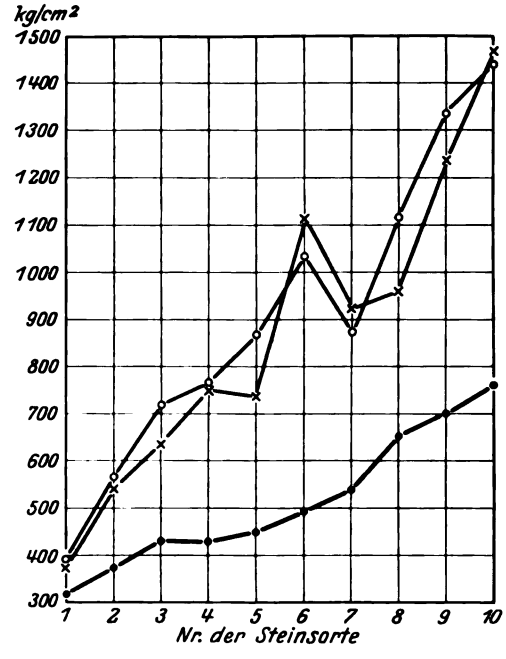


Abb. 4. Darstellung der durchschnittlichen Ergebnisse der Druckversuche mit Mauerziegeln nach Tafel 6.

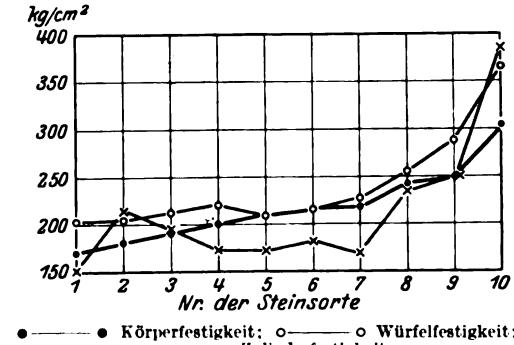


Abb. 5. Darstellung der durchschnittlichen Ergebnisse der Druckversuche mit Kalksandsteinen.

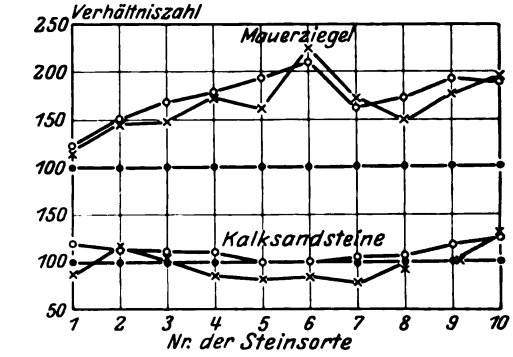


Abb. 6. Darstellung der Verhältniszahlen nach Tafel 6.

Unterschied zwischen Körper-, Würfel- und Zylinderfestigkeit zahlenmäßig zum Ausdruck zu bringen, ist das Verhältnis der Durchschnittswerte für die beiden letztgenannten Festigkeiten zu denen für die Körperfestigkeit (diese = 100 gesetzt) in Tafel 6 berechnet und in Abb. 6 zeichnerisch dargestellt.

Digitized by Google

Schlußfolgerungen.

Aus den Zahlenwerten und dem Verlauf der Schaulinien ist folgendes zu ersehen:

a) Ziegelsteine.

1. Die an Würfeln ermittelte Druckfestigkeit ist in allen Fällen höher als die an aus Steinhälften bestehenden Körpern bestimmte. Der absolute Unterschied zwischen beiden Festigkeiten steigt mit zunehmender Festigkeit; während er sich z. B. bei 319 kg/cm² Körperfestigkeit auf nur 74 kg/cm² beläuft, beträgt er bei 760 kg/cm² Körperfestigkeit 680 kg/cm². Relativ nimmt dieser Unterschied, wie aus den Verhältniszahlen zu ersehen ist, nur bis zu einer gewissen Festigkeit (etwa 500 kg/cm² Körperfestigkeit) zu. So steigt er von 23% für 319 kg/cm² bis auf rund 80% für etwa 500 kg/cm² Druckfestigkeit. Über diese Körperfestigkeit hinaus bleibt der Festigkeitsunterschied im Mittel nahezu der gleiche (80%). In einem Falle (Ziegelsorte Nr. 6) ist die Würfelfestigkeit um mehr als 100% höher als die Körperfestigkeit; jedoch ist dieses Ergebnis wahrscheinlich auf Zufälligkeiten (Ungleichmäßigkeit des Ziegelmaterials) zurückzuführen.

2. Die an zylindrischen Körpern bestimmte Druckfestigkeit ist ebenfalls in allen Fällen höher als die Körperfestigkeit. Auch hier wird der Festigkeitsunterschied um so größer, je höher die Körperfestigkeit ist. Er steigt ebenfalls wie bei den Würfeln bis zu einer gewissen Grenze der Körperfestigkeit, jedoch durchschnittlich in etwas geringerem Grade als bei der Würfelfestigkeit. So beträgt er z. B. für 319 kg/cm² Körperfestigkeit nur 18% gegenüber 23% bei der Würfelfestigkeit und für 451 kg/cm² Körperfestigkeit nur 61% gegenüber 93% bei der Würfelfestigkeit. Durchschnittlich ist die Zylinderfestigkeit geringer als die Würfelfestigkeit. Nur in 3 Fällen ist sie etwas größer als diese.

b) Kalksandsteine.

1. Bei den Kalksandsteinen, deren Festigkeit in mittleren Grenzen liegt — die Körperfestigkeit schwankt zwischen 172 und 304 kg/cm² —, ist die Würfelfestigkeit ebenso wie bei den Ziegelsteinen durchschnittlich höher als die Körperfestigkeit. Jedoch ist der Unterschied zwischen beiden Festigkeiten verhältnismäßig gering. Mit steigender Festigkeit nimmt er ebenso wie bei den Ziegelsteinen zu. Z. B. beträgt er bei rund 200 kg/cm² Körperfestigkeit 0% und bei 300 kg/cm² Körperfestigkeit 25%.

2. Die Zylinderfestigkeit ist geringer als die Körperfestigkeit und, da die Würfelfestigkeit höher ist als die Körperfestigkeit, auch geringer als die Würfelfestigkeit. Daß die Zylinderfestigkeit der Kalksandsteinsorten Nr. 2 und 3 etwas höher ist als die Körperfestigkeit, dürfte auf Zufälligkeiten beruhen. Die Kalksandsteinsorte Nr. 10 mit der höchsten Druckfestigkeit von 304 kg/cm² hat eine um 28% höhere Zylinderfestigkeit, ein Beweis dafür, daß Kalksandsteine mit höherer Festigkeit sich ebenso verhalten wie Mauerziegel von großer Festigkeit. Der Grund dafür, daß die zylindrischen Körper aus Kalksandsteinen geringere Druckfestigkeiten ergeben haben als die aus zwei Steinhälften bestehenden Proben, dürfte darin zu suchen sein, daß das Material der Körper beim Herausbohren in seinem Gefüge gelockert und infolgedessen in seiner Festigkeit beeinträchtigt worden ist. Es ist nicht ausgeschlossen, daß der Befund, nach dem die zylindrischen Körper aus Mauerziegeln ebenfalls geringere Festigkeiten ergeben haben als die Würfel, gleichfalls auf Lockerung des Gefüges zurückzuführen ist[1].

Zusammenfassung.

Aus dem vorliegenden Prüfungsbefund geht deutlich hervor, daß die an Versuchskörpern aus zwei Steinhälften ermittelte Druckfestigkeit nicht die eigentliche für den Vergleich dienende Materialfestigkeit der Steine ist. Auch die an zylindrischen Körpern ermittelte Druckfestigkeit kann nicht als die Materialfestigkeit angesprochen werden. Diese wird in einwandfreier Weise nur durch Prüfung der aus den Steinen herausgeschnittenen Würfel bestimmt, da die höchst gefundene Festigkeit mit großer Wahrscheinlichkeit die richtige ist.

Das zur Zeit gebräuchliche Verfahren für die Bestimmung der Druckfestigkeit von Mauersteinen bedarf daher der Neuregelung. — Es erhebt sich nun die Frage: Wie erklärt sich die auffallende Erscheinung, daß die Körperfestigkeit, sobald die Festigkeit der Steine eine gewisse Grenze erreicht hat und überschreitet, kleiner ist als die Würfelfestigkeit? Eine Erscheinung, die um so auffälliger ist, als man erwarten sollte, daß erstere Festigkeit größer ausfalle als die letztere; denn erstens bleibt bei den Körpern aus zwei Steinhälften die Brennhaut der Ziegel völlig unversehrt, während sie bei den Würfeln nur an einzelnen Seitenflächen und bei den Zylindern überhaupt nicht erhalten bleibt, und zweitens ist bei den Versuchskörpern aus zwei Steinhälften wegen der größeren Druckflächen die Reibung zwischen diesen und den Druckplatten der Presse größer als bei den Würfeln und Zylindern mit den wesentlich kleineren Druckflächen.

Die geringere Druckfestigkeit der aus Steinhälften bestehenden Versuchskörper erklärt sich aus der Wirkung der Abgleichschichten und der Zementfuge, die die beiden Steinhälften miteinander verbindet. Solange die Materialfestigkeit der Steine kleiner oder ebenso groß ist wie die Festigkeit des Materials der Zementfuge und der Abgleichschichten — diese dürfte etwa zwischen 150 und 250 kg je nach der Bindekraft des verwendeten Zementes liegen, d. h. also zwischen den Druckfestigkeitsgrenzen von Steinen mittlerer Güte —, wird die Festigkeit der Mörtelbänder ohne wesentlichen Einfluß auf die Festigkeit des Versuchskörpers sein. Sobald jedoch die Druckfestigkeit des Steinmaterials die Materialfestigkeit der Mörtelbänder, der Zementfuge und der Abgleichschichten, überschreitet, wirken diese wie weiche Zwischenlagen. Solche Zwischenlagen üben insofern einen nachteiligen

[1] Wegen der starken Inanspruchnahme, die das Material beim Herausbohren von zylindrischen Körpern nach den vorliegenden Ergebnissen erleidet, dürfte sich der von Amerika ausgehende Vorschlag, die Druckfestigkeit des Betons von Betonstraßen in der Weise zu ermitteln, daß aus der Straßenbetondecke zylindrische Körper herausgebohrt und der Druckprobe unterzogen werden, kaum zur Annahme empfehlen.

Digitized by Google

Einfluß aus, als sie bekanntlich eine frühzeitige Zerstörung der Probestücke herbeiführen, so daß die Festigkeit geringer ausfällt als bei Nichtvorhandensein von weichen Zwischenlagen, und zwar ist dieser ungünstige Einfluß um so größer, je höher die Materialfestigkeit des zu prüfenden Steinmaterials ist, eine Folgerung, deren Richtigkeit durch die vorliegenden Versuchsergebnisse hinlänglich bewiesen ist.

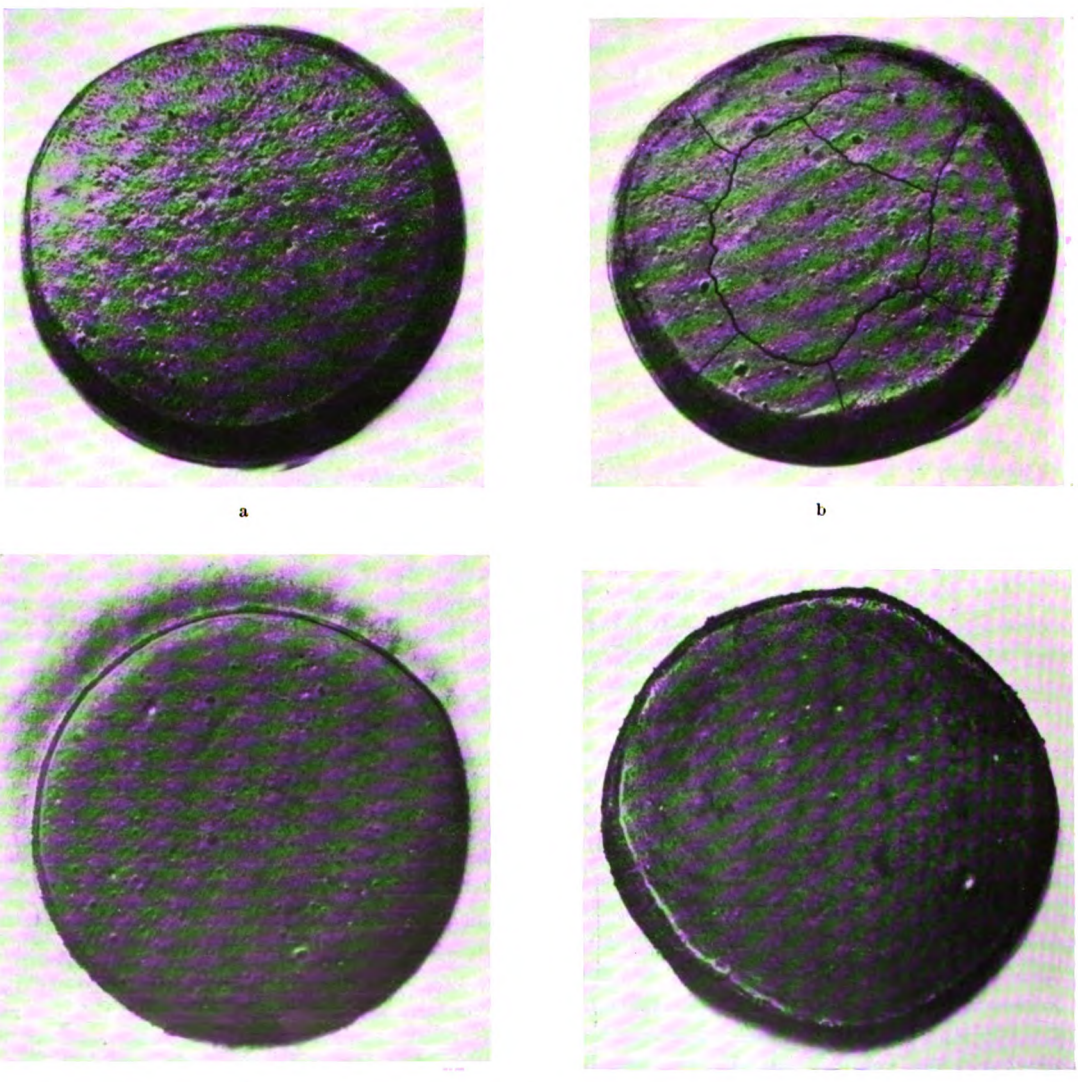
Die Ursachen des Rissigwerdens von Steinholzfußbodenbelag.

Von **H. Burchartz** [1].

In dem letzten Jahrzehnt sind wiederholt Fälle vorgekommen, in denen auf Beton oder Estrich verlegtes Steinholz sich nicht bewährt hat, indem es rissig geworden ist. In allen diesen Fällen konnte übereinstimmend festgestellt werden, daß die Schäden eingetreten sind, nachdem die Räume, in denen das Steinholz verlegt war, beheizt worden waren. Damit wäre ohne weiteres erwiesen, daß das Rissigwerden des Steinholzbelages eine Folge der Wärmeeinwirkung, der hierbei eintretenden Austrocknung sowie der damit zusammenhängenden Raumänderung (Schwinden) war. In allen Fällen, die dem Staatl. Materialprüfungsamt bekannt geworden sind, lassen Art und Verlauf der Risse einwandfrei auf Schwinden des Steinholzes schließen.

Die Steinholzindustrie vertrat in diesen Fällen den Standpunkt, daß das Rissigwerden mit der Beschaffenheit des Unterbetons, auf dem das Steinholz verlegt war, zusammenhängt, anscheinend von der Voraussetzung ausgehend, daß die in dem Steinholz erfahrungsgemäß infolge Raumänderung auftretenden Spannungen von der Beton- bzw. Estrichunterlage aufgenommen werden sollen und so die Rißbildung verhindert werden könnte. Diese Voraussetzung wäre indessen nur berechtigt, wenn der Beton oder Estrich höhere Zugfestigkeit besäße als das Steinholz und somit imstande wäre, bei genügend fester

[1] Original: Zement 15, Nr. 28, S. 497—98 (1926).



a b c d

Abb. 1. Oberseite der in verschiedener Weise behandelten Zementkuchen.

a) Zementkuchen, auf Glasplatten hergestellt und normengemäß gelagert, b) Zementkuchen, auf Glasplatten ausgebreitet und der Zugluft ausgesetzt, c) Zementkuchen, auf Fließpapier ausgebreitet und der Zugluft ausgesetzt, d) Zementkuchen, auf Ölschicht ausgebreitet und der Zugluft ausgesetzt.

Digitized by Google

Verbindung mit dem Steinholz die in diesem sich bildenden Schwindspannungen aufzunehmen. Dies ist jedoch nicht der Fall; denn die Zugfestigkeit von Steinholz ist bekanntlich wesentlich höher als die von Beton, namentlich wenn dieser, wie es bei Estrich meist der Fall ist, weich angemacht ist. Die Beschaffenheit und Güte des Betonmaterials ist vielmehr auf das Verhalten des Steinholzbelages ohne Einfluß, d. h. die Eigenschaften des Betons können, selbst bei bestem Haften des Betons im Steinholz, weder die Neigung des Steinholzes (in der Wärme), zu schwinden, noch, wenn das Schwinden ein gewisses Maß überschreitet, die naturgemäß eintretende Folgeerscheinung der Rißbildung verhindern. Im Gegenteil wäre es wahrscheinlich vorteilhafter, wenn der Beton nur schlecht oder besser gar nicht am Steinholz haftete, da dann die im Steinholz auftretenden Schwindspannungen sich frei entfalten könnten und vermutlich überhaupt zu keiner Rißbildung führen würden. Um diese Vermutung auf ihre Richtigkeit zu prüfen, wurde zunächst folgender Versuch gemacht:

Aus Portlandzement normenmäßiger Beschaffenheit wurden Kuchen, wie sie für die Raumbeständigkeitsprüfung hergestellt werden, auf Glasplatten ausgebreitet, und zwar

1. unmittelbar auf Glasplatten, wie nach den Normen üblich;
2. auf ein auf die Glasplatten vorher aufgelegtes Stück Fließpapier und
3. auf Glasplatten, deren Oberseite mit einer Ölschicht bedeckt war.

Diese Proben wurden unmittelbar nach der Fertigung — also während des Abbindens — dem Luftzuge ausgesetzt; andere ebenfalls unmittelbar auf Glasplatten ausgebreitete Kuchen wurden in einen feucht gehaltenen Kasten gelegt.

Die Beobachtung der Kuchen nach dem Abbinden ergab folgendes:

Die **unmittelbar** auf der Glasplatte ausgebreiteten Kuchen **hafteten fest** an der Glasplatte, waren aber **stark rissig**. Die Risse waren, wie ihr Verlauf deutlich erkennen ließ, Schwindrisse.

Die auf den mit **Fließpapier und Öl bedeckten** Glasplatten hergestellten Kuchen waren **lose**, jedoch **völlig rißfrei**.

Die normengemäß gelagerten Kuchen hafteten an der Glasplatte und waren rißfrei.

Abb. 1 und 2 zeigen die verschieden behandelten Kuchen, und zwar

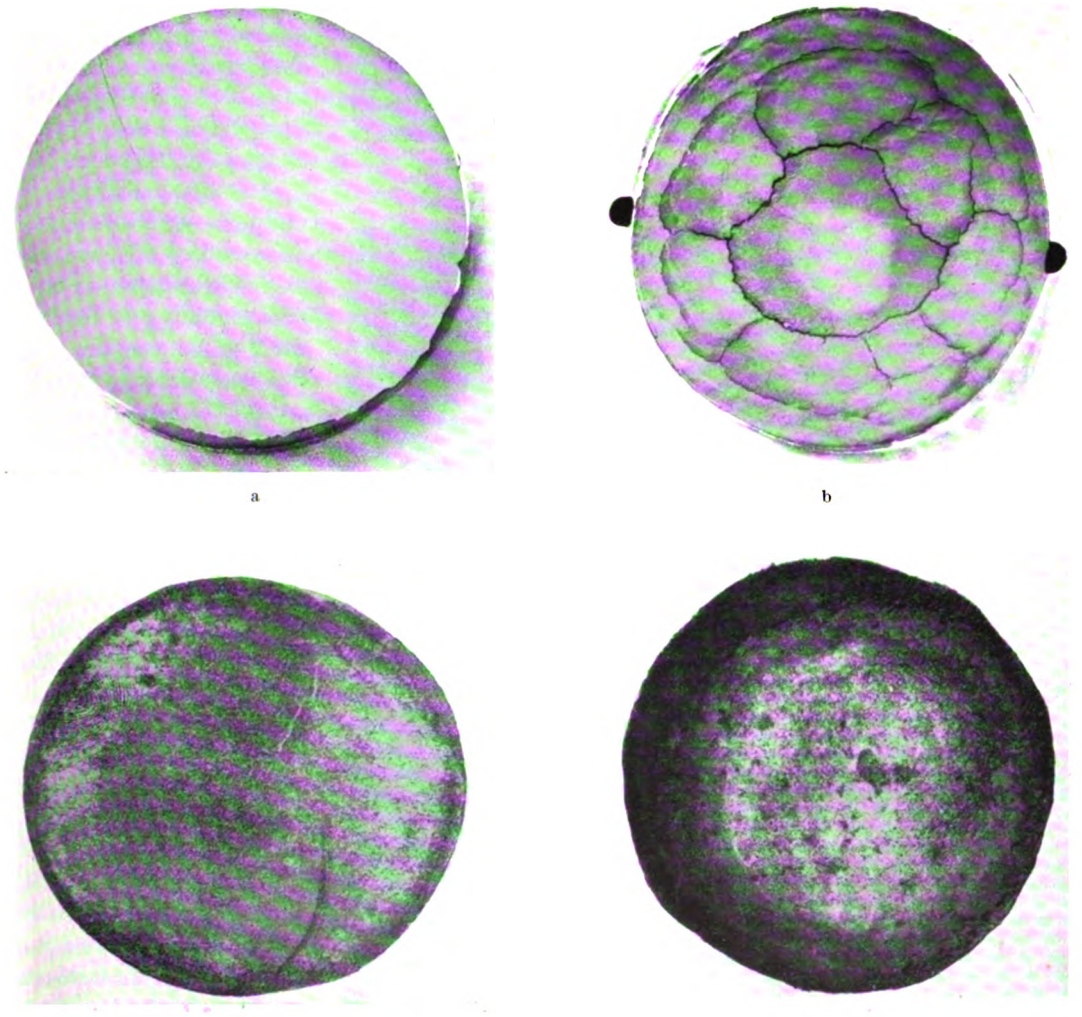


Abb. 2. Unterseite der in verschiedener Weise behandelten Zementkuchen.

a) Zementkuchen, auf Glasplatten hergestellt und normengemäß gelagert, b) Zementkuchen, auf Glasplatten ausgebreitet und der Zugluft ausgesetzt, c) Zementkuchen, auf Fließpapier ausgebreitet und der Zugluft ausgesetzt, d) Zementkuchen, auf Ölschicht ausgebreitet und der Zugluft ausgesetzt.

Digitized by Google

a) den auf der Glasplatte ausgebreiteten, im feuchten Kasten gelagerten Kuchen (normenmäßige Behandlung),

b) den auf der Glasplatte ausgebreiteten, der Zugluft ausgesetzten Kuchen,

c) den auf Fließpapier ausgebreiteten, der Zugluft ausgesetzten Kuchen,

d) den auf der Ölschicht ausgebreiteten, der Zugluft ausgesetzten Kuchen.

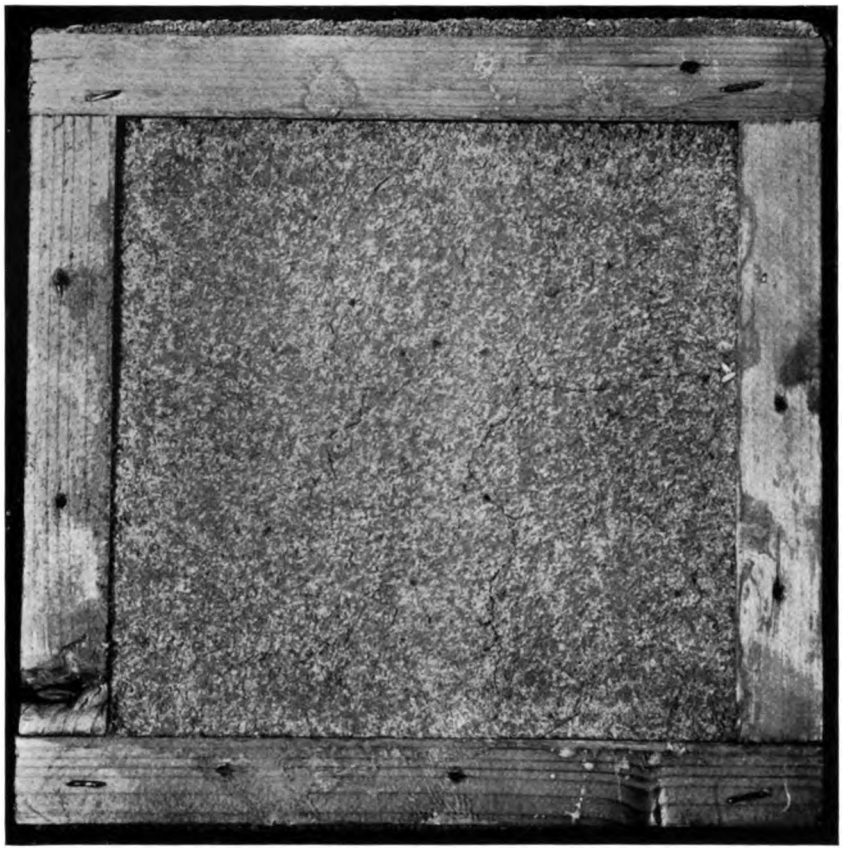


Abb. 3. Steinholzbelag, unmittelbar auf Betonplatten verlegt.

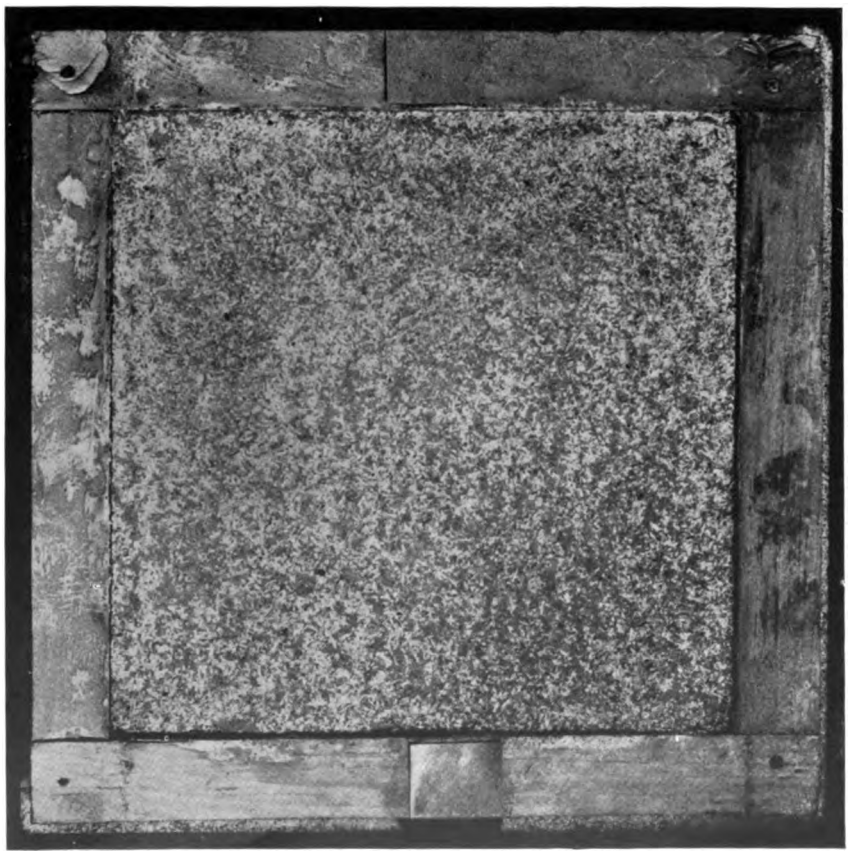


Abb. 4. Steinholzbelag, auf Fließpapier verlegt.

Hieraus läßt sich schließen, daß die Kuchen, die unmittelbar auf der Glasplatte hergestellt und der Einwirkung der Zugluft ausgesetzt waren, infolge des Festhaftens an der Glasplatte in ihrem Bestreben, ihren Raum zu verändern, gehindert waren und die hierbei aufgetretenen Spannungen ein solches Übermaß erreichten, daß Risse eintreten mußten.

Bei den Kuchen dagegen, die auf den mit Fließpapier bzw. Öl bedeckten Glasplatten ausgebreitet waren, bestand keine Haftung zwischen Glasplatte und Kuchen, so daß diese sich frei bewegen konnten.

Hiermit war an sich schon der Beweis erbracht, daß das Rissigwerden von Zement infolge Schwindens dadurch verhindert werden kann, daß die Möglichkeit gegeben wird, daß das Schwinden sich ungehemmt entfalten kann.

Um die Richtigkeit obiger Vermutung auch für Steinholz praktisch zu erproben, d. h. um zu ermitteln, ob sich Steinholzbelag unter gleichen oder ähnlichen Bedingungen ebenso wie Zement verhält, wurde folgender Versuch vorgenommen:

Auf Zementbetonplatten wurde innerhalb eines Holzrahmens Steinholzmasse, die aus 1 Rtl. Magnesit +2 Rtl. Sägemehl mit etwa 90% Zusatz von Chlormagnesiumlauge (22° Bé) bestand, etwa 2 cm dick verlegt, und zwar einmal unmittelbar auf die Betonplatte selbst und das andere Mal auf Fließpapier als Zwischenlage.

Nachdem die Steinholzmasse erhärtet war, wurden die Probekörper in einem Trockenofen der Einwirkung von etwa 50° C mehrere Tage lang ausgesetzt. Das Ergebnis dieser Behandlung war folgendes:

Der **unmittelbar** auf die Betonplatte aufgebrachte Steinholzbelag **haftete fest** an der Platte, war jedoch **von mehreren unregelmäßig verlaufenden Rissen durchzogen**. Diese Risse zeigten den charakteristischen Verlauf von Schwindrissen.

Digitized by Google

Der auf die Platte mit einer **Zwischenlage von Fließpapier aufgebrachte** Belag lag **lose** auf der Betonplatte, war aber **rißfrei**. Zwischen Steinholz und Holzrahmen hatte sich ein mehr oder minder breiter Spalt gebildet.

Abb. 3 zeigt die Probe mit dem unmittelbar auf die Betonplatte, Abb. 4 die Probe mit dem auf Fließpapier aufgebrachten Belag.

Durch diesen Befund war ebenfalls die Richtigkeit obiger Vermutung bewiesen und dargetan, daß Steinholzbelag, der nicht mit der Beton- oder Estrichunterlage in fester Verbindung steht, wenn sich der natürliche Schwindvorgang ungehemmt vollziehen kann, rißfrei bleibt, während Steinholzbelag, der an der Unterlage haftet, beim Schwinden rissig wird.

Die Versuche lehren, daß Steinholz als Fußbodenbelag nicht in Räumen verlegt werden soll, die dauernd stark beheizt werden, oder in denen warme trockene Luft vorherrscht.

Im übrigen bleibt die Tatsache bestehen, daß Steinholz, an richtiger Stelle angewendet und sachgemäß verlegt, ein durchaus brauchbarer und dauerhafter Fußbodenbelagstoff ist.

Schlußbemerkung.

Das oben beschriebene immerhin bemerkenswerte, bis jetzt wohl noch von keiner Seite festgestelle Verhalten der auf mit Fließpapier oder Öl bedeckten Glasplatten ausgebreiteten Zementkuchen weist vielleicht einen Weg, wie man auch in der Praxis, wenn auch nicht das Schwinden, so doch das durch das Schwinden verursachte Rissigwerden von Beton, z. B. bei Verwendung für Straßenfahrbahnen, verhindern oder doch wenigstens einschränken kann.

Versuche mit Hochofenstückschlacke als Gleisbettungsstoff.

Von **H. Burchartz** und **G. Saenger**[1].

Bericht Nr. 8 des Ausschusses für Verwertung der Hochofenschlacke des Vereins deutscher Eisenhüttenleute.

(Vergleichsversuche mit Stückschlacken und Bruchsteinen auf Wasseraufnahme, chemische Einwirkung auf Holz- und Eisenschwellen, Frostbeständigkeit, Widerstandsfähigkeit gegen Schlag und Druck nach Rudeloff. Richtlinien des Reichsverkehrsministeriums. Abänderungsvorschlag. Zusammenfassung.)

Der seinerzeit von dem Minister der öffentlichen Arbeiten gebildete „Ausschuß zur Untersuchung der Verwendbarkeit von Hochofenschlacke zu Betonzwecken“[2] hat am 25. Januar 1917 u. a. über die Aufstellung von Richtlinien für die Herstellung und Lieferung von Hochofenschlacke zur Verwendung als Eisenbahnschotter beraten. Hierbei wurde zum Ausdruck gebracht, daß es nach den damals vorliegenden Erfahrungen nicht möglich sei, bereits zu einem abschließenden Urteil über die Bewährung von Hochofenschlacke für Gleisbettung zu kommen. Die Beurteilung war nach den Auskünften auf eine bei den Eisenbahndirektionen vorgenommene Rundfrage sehr verschieden ausgefallen, was darauf schließen ließ, daß es geeignete und ungeeignete Schlacken gäbe.

Oberbaurat Lauer hat daher vorgeschlagen, dem Minister der öffentlichen Arbeiten die Anlage von Versuchsstrecken zu empfehlen, um das Verhalten der verschiedenen Schlackensorten erforschen zu können. Allerdings müßten sich diese Versuche auf Jahre hinaus erstrecken, da die Ergründung des Zementierens der Gleisbettung und des Rostens des Oberbaues viel Zeit erfordern würde. Es wurde daher angeregt, gleichzeitig Laboratoriumsversuche auszuführen, die in kürzerer Zeit Ergebnisse erwarten ließen als die praktischen Versuche. Der Unterausschuß, der zu diesem Zwecke eingesetzt wurde, legte daraufhin folgenden Arbeitsplan vor:

1. Der Verein deutscher Eisenhüttenleute wird diejenigen Hochofenwerke bezeichnen, deren Erzeugnis zu den Versuchsstrecken verwendet werden soll. Hierbei kommt es in erster Linie auf Wetterbeständigkeit an, wofür in Ermangelung eines geeigneten Prüfverfahrens die Erfahrung maßgebend sein wird. Im übrigen werden bei der Auswahl des Rohstoffes und der Anfertigung des Schotters die neu aufgestellten Richtlinien zu beachten sein.

Die vom Verein ausgewählten Werke müssen den Schlackenschotter für die Versuchsstrecken (je etwa 2000 ccm) nach näherer Vereinbarung an die zuständigen Eisenbahndirektionen liefern, ferner von dem gleichen Grundstoff eine zur Anstellung von Versuchen bestimmte kleine Menge an das Materialprüfungsamt Berlin-Lichterfelde senden, endlich dafür sorgen, daß Ergänzungsschotter zur Unterhaltung der Versuchsstrecken in gleichartiger Beschaffenheit nachgeliefert werden kann.

2. Aus den ohnehin planmäßig zum Umbau kommenden Gleisstrecken sollen Versuchsabschnitte derartig ausgewählt werden, daß je 1 km in der sonst verwendeten Bettung und 1 km in Schlackenschotter verlegt werden. Von beiden Vergleichsstrecken erhält wieder je die Hälfte eiserne und hölzerne Schwellen. Im übrigen sollen die Versuchsstrecken in ihrer Gesamtheit möglichst alle vorkommenden Verhältnisse umfassen, also Haupt- und Nebenbahnen, schweren, mittleren und leichten Verkehr, Dammstrecken, trockene und quellige Einschnitte, auch Wegübergänge und Zwischenbahnsteige, bei denen der Schotter bis an die Schienenköpfe reicht. Ebenso wird der Schlackenschotter unter Weichen zu erproben sein. Um eine geeignete Auswahl zu ermöglichen, wird es sich empfehlen, daß die Direktionen verschiedene Strecken unter genauer Angabe der Betriebs- und örtlichen Verhältnisse vorschlagen.

Das Materialprüfungsamt legte daraufhin einen Arbeitsplan für die in Aussicht genommenen Laboratoriumsversuche vor, der folgende Versuchsstoffe umfaßte:

[1] Original: Archiv für das Eisenhüttenwesen 1, Heft 3 (1927).

[2] Vgl. Stahleisen Bd. 37, S. 626/33, 646/55, 670/8, 714/9 und 734/8. 1917.

Digitized by Google

a) 9 Sorten Hochofenstückschlacke,
b) 4 Basaltsorten,
c) 1 Granitsorte,
d) 1 Grauwacke,
e) 1 Melaphyr,
f) 1 Sandstein (Piesberger).

Die Versuche bestanden zunächst in:

1. Bestimmung der chemischen Zusammensetzung der Schlacken,
2. Ermittlung der Dichtigkeitsverhältnisse (Raumgewicht, spezifisches Gewicht, Dichtigkeitsgrad),
3. Bestimmung der Wasseraufnahme,
4. Prüfung auf Frostbeständigkeit,
5. Beobachtung der chemischen Einwirkung des Schotters auf Eisen und Holz,
6. Ermittlung des Widerstandes des Schotters gegen Zertrümmern nach Verfahren Rudeloff,
7. Prüfung auf Kanten- und Stoßfestigkeit.

Der Arbeitsplan wurde später unter Beschluß des Ausschusses noch ausgedehnt auf:

8. Bestimmung des Raumgewichtes des Schotters,
9. Prüfung auf Wasseraufnahme und -abgabe,
10. Beobachtung der chemischen Einwirkung von dichter und poröser Schlacke auf Eisen und Holz im Vergleich mit Kies.

Die 9 Hochofenschlacken sind im nachstehenden mit I bis IX, die 8 Bruchsteinsorten mit 1 bis 8 bezeichnet (Zahlentafel 2). Die Schlacken entstammten teils den Hochofenwerken, teils den Versuchsstrecken, in denen sie mehrere Jahre verlegt gewesen waren. Die Proben wurden in Form von Schotter in der für Gleisbettungszwecke üblichen Körnung eingesandt. Die Versuche wurden im wesentlichen in den Jahren 1917 bis 1920 ausgeführt, mit Ausnahme derjenigen über die chemische Einwirkung, die erst im Jahre 1925 zum Abschluß gelangten. Die Kosten der Untersuchungen trug der Verein deutscher Eisenhüttenleute.

Die Bestimmung der Dichtigkeitsverhältnisse, der Wasseraufnahme und Frostbeständigkeit erfolgte in der für andere Baustoffe üblichen Weise. Das Raumgewicht des Schotters wurde in der Weise ermittelt, daß der trockene oder getrocknete Schotter in ein rundes Hohlgefäß von 10 l Inhalt bei 18 cm Höhe und 26,6 cm lichtem Durchmesser ohne Rütteln eingefüllt und gewogen wurde.

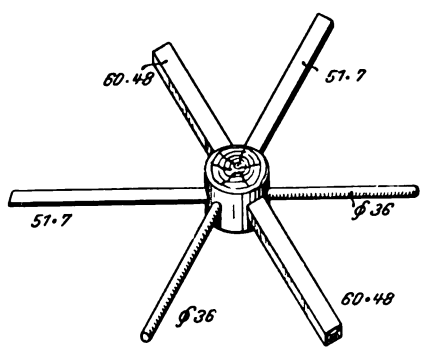


Abb. 1. Versuchsstück zur Ermittlung der chemischen Einwirkung des Schotters auf Eisen und Holz.

Zur Ermittlung der chemischen Einwirkung des Schotters auf Eisen und Holz wurden in kurze Holzstammabschnitte von etwa 22 cm Durchmesser und 16 cm Höhe gemäß Abb. 1 je zwei Flacheisen von 5,1 × 0,7 cm, zwei Rundeisen von 3,6 cm Durchmesser und zwei aus imprägnierten Eisenbahnschwellen geschnittene Stäbe aus Buchen- und Kiefernholz von etwa 6,0 × 4,8 cm Querschnitt eingesetzt. Die so gewonnenen Versuchsstücke wurden im Freien auf Zementbeton gelagert und nach Maßgabe der Abb. 2 mit Schotter überdeckt.

Um den Zusammenhang der Porigkeit der Schlacken mit deren Einwirkung auf Eisen und Holz und gleichzeitig das Verhalten des Schlackenschotters in dieser Beziehung im Vergleich mit Kiesschotter festzustellen,

Abb. 2. Ermittlung der chemischen Einwirkung des Schotters auf Eisen und Holz.

wurden gleich ausgeführte Versuchsstücke mit porigem und dichtem Schlackenschotter und mit Kies von 7 bis 35 mm Körnung bedeckt. Die Versuchsstücke wurden von Zeit zu Zeit abgedeckt und die Beschaffenheit der Eisen- und Holzstücke bzw. die etwa eingetretenen Veränderungen festgestellt.

Für die Zertrümmerungsversuche nach Rudeloff, die wegen des damit verbundenen großen Zeitaufwandes lediglich auf die Schlackensorten II, V, VIII und IX und die Bruchsteine 4 und 8 (Basalt und Granit) beschränkt wurden, wurde der Schotter durch Siebung in die Körnungen 2,3 bis 3,2, 3,2 bis 5,0 und 5,0 bis 7,5 cm zerlegt und jede dieser Körnungen für sich untersucht auf Widerstandsfähigkeit gegen den Schlag mit der Stopfhacke, gegen stoßweise wirkende Druckbelastung (Schwellendruck) und gegen allmählich gesteigerten Druck.

Die letzten Versuche dienten gleichzeitig zur Ermittlung des Verhaltens des Schotters gegen Nässe und Witterungseinflüsse. Sie wurden deshalb angestellt

1. mit trockenem Schotter;
2. mit Schotter, der etwa vier Wochen in Wasser gelegen hatte;
3. mit nassem Schotter, der 25 mal bei durchschnittlicher Temperatur von — 15° ausgefroren war, in gefrorenem Zustande;

Digitized by Google

4. mit nassem Schotter, der 25 mal bei durchschnittlicher Temperatur von — 15° ausgefroren war, in aufgetautem Zustande.

Zur Bestimmung der Widerstandsfähigkeit gegen den Schlag mit der Stopfhacke wurden etwa 5 kg Schotter gleicher Körnung in einen starkwandigen Holzkasten eingebracht und unter einem Fallwerk einer bestimmten Anzahl von Schlägen ausgesetzt. Der Fallbär trug einen eisernen Beschlag von Form und Abmessungen einer Stopfhacke (Abb. 3). Nach Ausübung von 207 mkg Schlagarbeit wurde das Gut einer Siebanalyse auf den Sieben von 0,6, 1,2, 1,9, 2,5, 3,2, 5,0 und 7,5 cm Maschenweite unterworfen und die Rückstände zwischen je zwei Sieben bestimmt. Nach beendeter Siebung wurden alle Korngrößen des Werkstoffes wieder durcheinandergemischt und zur Fortsetzung der Versuche benutzt. Die Widerstandsfähigkeit gegen den Schlag mit der Stopfhacke wurde auf diese Weise für 207, 621, 1242 und 1656 mkg Schlagarbeit ermittelt.

Die Widerstandsfähigkeit gegen stoßweise wirkende Druckbelastung (Schwellendruck) wurde mit der gleichen Vorrichtung festgestellt, nur daß der Beschlag

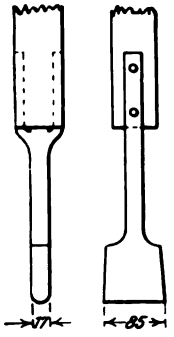


Abb. 3. Fallbär zur Prüfung auf Widerstandsfähigkeit gegen den Schlag mit der Stopfhacke.

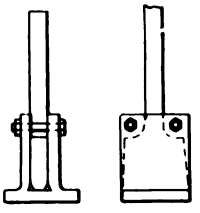


Abb. 4. Fallbär zur Prüfung auf Widerstandsfähigkeit gegen stoßweise wirkende Druckbeanspruchung.

der Fallbären gemäß Abb. 4 geformt war. Die Kastenfüllung wurde mit einer schweren Holzplatte bedeckt, damit sich beim Aufschlagen des Bären der Kleinschlag nur gegeneinander und gegen Holz reiben konnte. Zur Feststellung des Grades der Zertrümmerung wurden Siebanalysen nach 1585, 3170, 4754 und 7925 mkg Schlagarbeit mit dem gleichen Siebsatz, wie er oben beschrieben ist, ausgeführt.

Zur Prüfung der Beständigkeit gegen allmählich gesteigerten Druck wurde in einen zylindrischen eisernen Behälter von 12 cm lichtem Durchmesser (Abb. 5) so viel Schotter eingebracht, daß die Auffüllhöhe des eingerüttelten Schotters etwa 10 cm betrug. Der Untersuchungsstoff wurde mit Hilfe des eisernen Stempels bis 20000 kg belastet und der Grad der Zertrümmerung der Füllung durch Siebanalyse wie bei den anderen Bestimmungen festgestellt.

Die Versuche in der Trommel zur Bestimmung der Kanten- und Stoßfestigkeit wurden an allen Schotterproben durchgeführt. Zu diesem Zwecke wurden je 5 kg möglichst würfelförmiger Schotterstücke in eine drehbare Trommel mit gewelltem Mantel (Abb. 6) eingebracht und bei 52 Umdr./min $^1/_2$ st gekollert. Danach wurde das Gut ebenfalls einer Siebanalyse, und zwar auf den Sieben von 0,6, 1,0, 1,5, 3,0, 7,0, 15,0 und 25,0 mm Maschenweite, unterworfen.

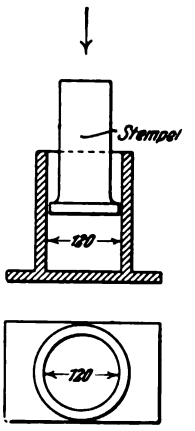


Abb. 5. Zylindrischer eiserner Behälter zur Prüfung auf Widerstandsfähigkeit gegen stetig gesteigerten Druck.

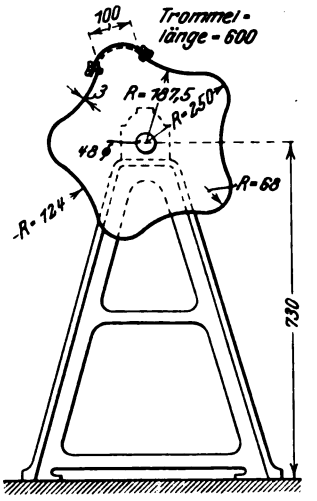


Abb. 6. Trommel für die Prüfung auf Kanten- und Stoßfestigkeit.

Die Versuchsergebnisse sind in den Zahlentafeln 1 bis 7 verzeichnet. Ihre Veröffentlichung wurde in der letzten Sitzung des Ausschusses für Untersuchung von Hochofenschlacke am 9. Juli 1926 beschlossen.

Die chemische Zusammensetzung der Schlacken ist aus Zahlentafel 1 ersichtlich.

Zahlentafel 1.
Chemische Zusammensetzung der Schlacke.

Schlacke Nr.	SiO_2 %	Al_2O_3 %	CaO %	MgO %	Fe %	Mn %	SO_3 %	S %	P_2O_5 %
I	34,6	9,5	35,9	10,2	0,6	3,0	0,2	1,3	0,03
II	35,6	9,1	37,9	7,7	0,7	2,7	0,3	1,3	Spuren
III	34,4	11,5	40,2	3,7	0,8	3,5	0,1	1,5	0,25
IV	33,9	10,2	39,4	9,6	0,4	1,4	0,1	1,3	Spuren
V	33,3	10,0	39,8	10,1	0,5	1,2	0,2	1,3	Spuren
VI	34,9	11,0	40,2	4,3	1,7	3,1	0,2	1,3	0,34
VII	33,8	12,0	43,4	6,4	0,3	1,5	0,2	1,4	Spuren
VIII	32,3	10,9	43,3	5,4	0,6	2,8	Spuren	1,7	Spuren
IX	30,8	10,9	42,5	9,0	0,5	1,3	0,1	1,8	Spuren

Das Raumgewicht der Schlacken (Zahlentafel 2) liegt zwischen 1,140 und 2,950. Das Probegut gleicher Schlacken ist, wie aus den Einzelwerten hervorgeht, im Raumgewicht sehr verschieden; dieses Ergebnis ist indessen nicht überraschend, da das Gefüge der Schlacke ein und derselben Hütte, je nach den Verhältnissen, unter denen die Schlacke gewonnen, insbesondere abgekühlt wird, sehr verschieden sein kann. Rein äußerlich ist diese Verschiedenheit an der Größe und Menge der vorhandenen Poren zu erkennen. Soweit nach dem Augenschein zu beurteilen war, enthielt die wenigsten porigen Stücke Schlacke VIII, einen etwas höheren Gehalt an solchen hatte Schlacke III, die meisten „schwammig" erscheinenden Stücke enthielt Schlacke VI, Schlacke IX zeigte etwa zur Hälfte dichte, zur Hälfte mehr oder weniger porige Stücke. Von der Mittelbildung der Raumgewichtswerte ist wegen der großen Schwankungen der Einzelwerte Abstand genommen worden.

Digitized by Google

Zahlentafel 2. Ergebnisse der Prüfung der Schotterstoffe auf Bruchflächenbeschaffenheit, Raumgewicht und spezifisches Gewicht.

	Bezeichnung der Probe	Bruchflächenbeschaffenheit			Raumgewicht		Spezifisches Gewicht	Raumgewicht d. Schotters[1]	
		Gefüge	Bruch	Farbe	Versuch Nr.	kg/l	kg/l	kg/10 l	kg/l
Hochofenschlacke	I	Gleichförmig feinkristallinisch teils schwammig-porig, teils kaum porig, fest	Unregelmäßig	Grau	1 2 3 4	1,877 2,840 2,059 2,917	3,020	12,70 12,66 12,68	1,270
	II	wie I	Unregelmäßig	Grau	1 2 3 4	2,112 2,883 2,022 2,629	3,030	12,40 12,45 12,42	1,240
	III	Gleichförmig feinkristallinisch schwach- bis starkporig, fest	Unregelmäßig	Hell- bis dunkelgrau	1 2 3 4	2,930 2,649 2,490 2,880	3,030	13,67 13,72 13,69	1,370
	IV	Gleichförmig feinkristallinisch schwammig-porig, fest	Unregelmäßig	Grau	1 2 3 4	2,571 2,740 2,410 2,749	3,030	13,25 13,28 13,32	1,330
	V	Gleichförmig feinkristallinisch schwach- bis starkporig, fest	Unregelmäßig	Grau	1 2 3 4	2,805 2,075 2,109 2,797	2,970	12,68 12,72 12,74	1,270
	VI	Gleichförmig feinkristallinisch schwammig-porig, fest	Unregelmäßig	Grau	1 2 3 4	2,568 2,692 2,789 2,852	3,040	12,94 12,96 13,00	1,300
	VII	Gleichförmig feinkristallinisch schwammig-porig, fest	Unregelmäßig	Grau	1 2 3 4	2,027 2,372 1,958 1,836	3,060	13,40 13,37 13,39	1,400
	VIII	Gleichförmig feinkristallinisch schwammig-porig, fest	Unregelmäßig	Grau	1 2 3 4	2,948 2,474 2,950 2,889	3,070	14,52 14,55 14,50	1,450
	IX	Gleichförmig feinkristallinisch teils dicht, teils blasig-porig	Unregelmäßig	Grau bis dunkelgrau	1 2 3 4	2,904 2,838 2,499 2,462	3,140	13,40 13,44 13,45	1,340
Bruchstein	1 Basalt	Gleichförmig feinkristallinisch fest	Unregelmäßig scharfkantig	Grau	—	Mittel 2,862	2,913		
	2 Grauwacke	Gleichförmig feinkristallinisch fest	Unregelmäßig	Grau	—	Mittel 2,645	2,740	13,95 14,00 14,02	1,400
	3 Piesberger Kleinschlag	Gleichförmig, fein- bis grobkristallinisch, fest	Unregelmäßig	Grau	—	Mittel 2,565	2,703		
	4 Basalt	Gleichförmig feinkristallinisch fest	Muschelig	Grau	—	Mittel 2,938	2,941	15,18 15,24 16,20	1,520
	5 Melaphyr	Gleichförmig feinkristallinisch fest	Muschelig	Dunkelgrau	—	Mittel 2,616	2,740		
	6 Basalt	Gleichförmig feinkristallinisch fest	Unregelmäßig	Grau	—	Mittel 3,023	3,061		
	7 Basalt	Kristallinisch-feinkörnig bis dicht	Flachmuschelig scharfkantig	Schwarzgrau	—	Mittel 3,054	3,077		
	8 Granit	Kristallinisch, körnig	Unregelmäßig rauh scharfkantig	Hellgrau gesprenkelt mit rostfarbigen Flecken	—	Mittel 2,599	2,667	13,90 13,88 13,86	1,390

[1] Ermittelt am trockenen Probegut durch Einfüllen in ein 10-l-Gefäß.

Digitized by Google

Zahlentafel 3. Ergebnisse der Prüfung auf Wasseraufnahme.

Versuch	Wasseraufnahme in Gewichts-%																
	Schlacke Nr.									Bruchstein Nr.							
	I	II	III	IV	V	VI	VII	VIII	IX	1	2	3	4	5	6	7	8
1	2,3	1,3	1,3	5,5	3,0	6,5	7,1	1,8	2,7	0,2	0,2	1,1	0,4	1,6	0,4	1,2	0,5
2	6,8	4,1	1,5	2,4	5,1	3,2	6,7	3,4	3,2	0,8	2,6	0,9	0,2	1,2	0,4	0,3	0,6
3	1,5	4,3	1,1	1,3	0,5	1,2	4,1	1,4	1,4	0,5	0,7	2,8	0,6	0,7	0,6	0,4	0,5
4	0,1	0,8	0,5	5,1	0,9	2,5	0,9	0,5	2,6	0,3	0,3	0,5	0,7	0,7	0,6	0,3	0,5
5	4,6	6,2	2,3	3,3	0,8	0,8	1,8	1,6	3,3	0,3	0,8	2,7	0,6	0,2	0,5	0,5	0,8
6	0,9	0,8	0,8	0,8	4,4	0,4	2,0	1,0	2,6	0,5	1,9	0,6	0,6	1,0	0,3	1,3	0,5
7	0,2	0,5	0,7	3,1	—[1]	2,2	0,5	2,4	2,2	0,7	0,7	0,7	0,4	0,2	0,5	0,2	0,5
8	1,0	0,3	0,9	3,7	0,9	2,1	1,1	1,9	0,5	0,3	0,5	1,5	0,5	0,2	0,3	0,2	0,5
9	1,9	0,8	0,6	2,7	—[2]	1,3	1,8	2,0	0,3	0,4	0,5	0,9	1,4	0,4	0,3	0,5	0,5
10	1,6	3,3	1,1	1,0	2,1	7,5	1,8	2,7	1,2	0,3	0,5	1,0	0,7	0,5	0,3	0,4	0,8
Mittel	2,1	2,2	1,1	2,9	1,8	2,8	2,8	1,8	2,0	0,4	0,9	1,3	0,6	0,7	0,4	0,5	0,6

Zahlentafel 4. Ergebnisse der Prüfung des Schotters auf Wasseraufnahme und -abgabe.

Probegut		Gewicht des luftrockenen Schotters kg/10 l	Gewicht nach 1stünd. Wasserlagerung kg	Wasseraufnahme		Gewicht in kg/10 l nach Lagerung an der Luft in Tagen							Gleichbleibendes Gewicht nach Tagen
				kg	%	1	2	3	4	5	7	12	
Hochofenschlacke	III	13,48	13,55	0,07	0,52	13,52	13,50	13,49	13,48	—	—	—	4
	IV	12,93	13,10	0,17	1,31	13,08	13,00	12,97	12,95	12,93	—	—	5
	VII	12,74	12,87	0,13	1,02	12,78	12,77	12,74	—	—	—	—	3
	IX	12,75	12,93	0,18	1,41	12,88	12,83	12,79	12,77	12,76	12,75	—	7
Bruchstein	3	12,75	12,90	0,15	1,18	12,82	12,78	12,76	12,75	—	—	—	4
	2	13,62	13,73	0,11	0,81	13,65	13,64	13,63	13,62	—	—	—	4
	4	14,25	14,35	0,10	0,70	14,29	14,26	14,25	—	—	—	—	3
	8	13,05	13,10	0,05	0,38	13,07	13,06	13,05	—	—	—	—	3
Kies (7 bis 25 mm)		13,75	14,00	0,25	1,82	13,98	13,91	13,89	13,87	13,86	13,84	13,75	12

Das spezifische Gewicht war übereinstimmend bei allen Schlacken rd. 3,0. Die Berechnung des Dichtigkeitsgrades aus dem Verhältnis Raumgewicht : spezifischem Gewicht ist nicht durchgeführt worden, weil die Einzelwerte der Raumgewichte zu weit auseinander lagen.

Das Raummetergewicht des Schlackenschotters (Zahlentafel 2) liegt im Mittel zwischen 1240 und 1450 kg, das des Bruchsteinschotters zwischen 1390 und 1520 kg.

Die Einzelwerte der Wasseraufnahmeprüfung (Zahlentafel 3) weisen bei den Schlacken nahezu die gleichen Abweichungen auf wie bei den natürlichen Gesteinen. Jedoch ist die Aufnahmefähigkeit der Hochofenschlacke durchschnittlich höher als die der Bruchsteine; die der Schlacke schwankt im Mittel zwischen 1,1 und 2,8% und die der Bruchsteine zwischen 0,4 und 1,3%.

Die Wasseraufnahme des Schlackenschotters schwankt nach Zahlentafel 4 zwischen 0,52 und 1,41%, die des Bruchsteinschotters zwischen 0,38 und 1,18%. Der Kies nimmt 1,82% Wasser auf. Der nasse Schlackenschotter ist bei Lagerung an der Luft in spätestens sieben Tagen, der nasse Bruchsteinschotter in spätestens vier Tagen, der nasse Kies jedoch erst nach zwölf Tagen wieder trocken.

[1] Nach 24stündiger Wasserlagerung zeigte die Probe merkliche Absandung.

[2] Nach 24stündiger Wasserlagerung begann die Probe zu zerrieseln. In etwa 6 Wochen war die Probe völlig zu Pulver zerfallen.

Sämtliche Proben der Frostversuche zeigten nach abwechselndem 25maligem Gefrieren bei durchschnittlich — 15° und Auftauen in Wasser von Zimmerwärme keine sichtbaren Veränderungen. Sie erlitten auch keine Gewichtsverluste (Zahlentafel 5).

Zahlentafel 5. Ergebnisse der Frostversuche[1].

Schlacke Nr.	Gewicht der Probestücke		Bruchstein Nr.	Gewicht der Probestücke	
	wassergetränkt g	nach 25maligem Gefrieren g		wassergetränkt g	nach 25maligem Gefrieren g
I	441	442	1	453	453
II	371	372	2	614	614
III	351	351	3	429	429
IV	376	376	4	360	360
V	474	474	5	253	253
VI	439	449	6	537	538
VII	553	554	7	366	366
VIII	480	480	8	369	369
IX	434	434			

Zur Feststellung der chemischen Einwirkung auf Eisen und Holz bei Lagern im Freien wurden vergleichende Versuche mit Hochofenschlacken- und Bruchsteinschotter gemacht. Nach sechs Monaten waren übereinstimmend für alle Schlacken an den in sie eingebetteten Holzstücken keine sichtbaren Veränderungen eingetreten, während alle Eisenstäbe mit einer ziemlich starken Rostschicht überzogen waren. Auch bei den in

[1] Sämtliche Proben blieben äußerlich unverändert.

Digitized by Google

Bruchsteinschotter gelagerten Proben zeigte das Holz keine sichtbaren Veränderungen, während die Eisen ebenfalls mit einer Rostschicht bedeckt waren, die anscheinend etwas schwächer war als bei den in Hochofenschlacke verlegten Eisen. Nach einem Jahre waren sämtliche Proben im Vergleich zu den Beobachtungen nach sechs Monaten in ihrem Aussehen unverändert. Nach drei Jahren waren in sämtlichen Probestoffen die Holzstücke bis auf ein etwas dunkleres Aussehen unverändert geblieben. Die Rostbildung war bei sämtlichen Eisenstäben fortgeschritten, doch bei den in Bruchstein gelagerten anscheinend nicht so stark wie bei den in Schlacke verlegten; bei letzteren begann stellenweise die Rostschicht abzublättern. Bei der Schlacke IX war die Rostbildung am stärksten. Auch nach fünf Jahren hatte sich Beschaffenheit und Aussehen der Holzeinlagen nicht weiter verändert. Ein wesentlicher Unterschied im Rostgrad der in Schlackenschotter liegenden Eisen gegenüber den in Bruchsteinschotter gelagerten Eisen war nicht erkennbar. Nach siebeneinhalb Jahren waren die Langholzstücke (Buche und Fichte) bei allen Schlacken- und Bruchsteinsorten unverändert. Die Hirnholzstücke waren mit Ausnahme derjenigen in den Schlacken III, VII und VIII, deren Hölzer nur in den äußeren Jahresringen verdorben waren, meist bis auf den Kern zerstört. Nach dem Grade dieser Zerstörung ließen sich die Schottersorten in folgende Gruppen einordnen, beginnend mit den am wenigsten zerstörend wirkenden Sorten:

1. Gruppe: Schlacken III, VII und VIII;
2. Gruppe: Schlacken I, II, IV und V;
3. Gruppe: Schlacken VI und IX, Bruchsteine 2, 4 und 8.

Die Hölzer unter den Bruchsteinschotterproben 2, 4 und 8 waren etwa ebenso stark zerstört wie die unter den Hochofenschlacken VI und IX.

Die Eisenstücke waren bei allen Proben stark angegriffen und zeigten sichtbare Fortschritte des Rostansatzes gegenüber dem Zustande nach fünf Jahren. Soweit nach dem Augenschein beurteilt werden konnte, ließen sich nach dem Grade des Rostansatzes folgende Gruppen in der Reihenfolge des steigenden Rostansatzes unterscheiden:

1. Gruppe: Schlacken VII, VIII, III und V,
2. Gruppe: Schlacken I, II und IV, Bruchstein 2,
3. Gruppe: Schlacken VI und IX, Bruchsteine 4 und 8.

Die Versuchsergebnisse lassen erkennen, daß die Hochofenschlacken bei Lagerung im Freien in den ersten Jahren das Rosten der Eisen begünstigen, doch verliert sich dieser Einfluß allmählich und wird später unwirksam. Nach fünf Jahren ist der Rostansatz des Eisens bei Lagerung in Bruchstein- und in Hochofenschlackenschotter der gleiche.

Daneben wurden noch Vergleiche über die Einwirkung von poriger und dichter Schlacke und Kies auf Eisen und Holz angestellt. Die Holzstücke waren bei allen Proben nach sechs Monaten unverändert. Die Eisenstücke wiesen in den dichten wie auch porigen Schlacken eine schwache, in Kies eine starke Rostschicht auf. Einjährige Lagerung ließ an sämtlichen Proben keine weiteren Veränderungen erkennen.

Nach zwei Jahren war die Beschaffenheit der Holzeinlagen unverändert geblieben. Bei den porigen Schlacken waren die Flacheisen und umliegenden Schlackenstücke etwas feucht; die Rostbildung war anscheinend etwas fortgeschritten. Bei den dichten Schlacken waren sämtliche Eiseneinlagen wie auch die umliegenden Schlackenstücke trocken. Die Rostbildung war anscheinend schwach fortgeschritten, bei den Flacheisen an der Oberseite etwas mehr als bei den Rundeisen. Sämtliche Eiseneinlagen bei den in Kies gelagerten Proben waren ebenso wie der Kies naß. Die Rostbildung war an den Eisenstäben weiter fortgeschritten. Im allgemeinen war der Rost an den im Kies befindlichen Proben stärker als an den anderen. Nach drei Jahren war der Befund der Proben der gleiche. Die im Kies gelagerten Eisen waren etwas stärker gerostet als die in Schlackenschotter befindlichen. Im Verlauf von fünf Jahren war bei den in Schotter aus porigen Schlackenstücken und in Kies gelagerten Holzproben das Hirnholz stark angegriffen, das Langholz (Buche und Fichte) gut erhalten. Die Eisen waren stark angegriffen, wesentlich stärker gegenüber dem Zustande nach drei Jahren. Bei den in Schotter aus dichter Schlacke gebetteten Holzproben war das Hirnholz noch im wesentlichen leidlich, das Langholz noch gut erhalten. Der Rostansatz war im allgemeinen erheblich geringer als bei den Eisen unter poriger Schlacke und Kies.

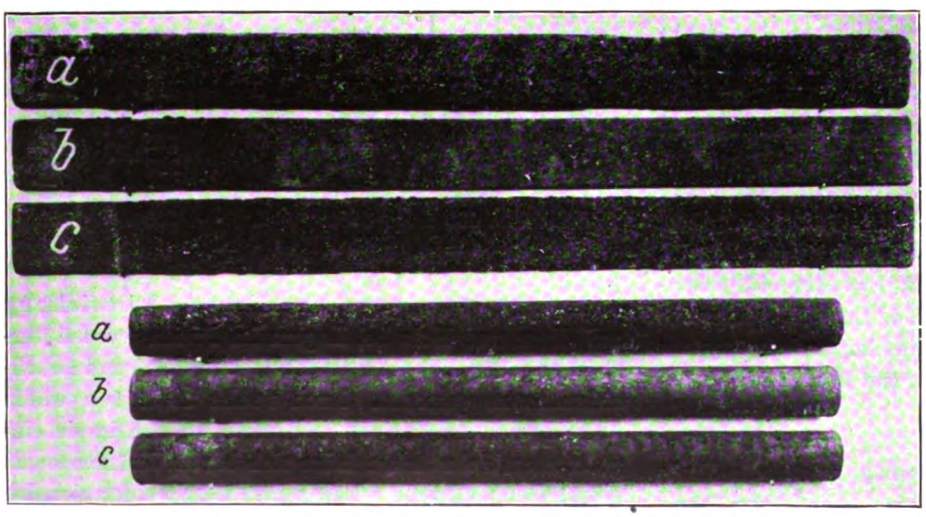


Abb. 7. Eisenproben nach fünfjähriger Lagerung im Freien.
Proben *a*: Bettung in poröser Schlacke. Proben *b*: Bettung in dichter Schlacke. Proben *c*: Bettung in Kies.

Abb. 7 zeigt den Zustand des Eisens bei dem Befund nach fünf Jahren. Das Versuchsergebnis beweist, daß Schotter aus dichter und sogar auch solcher aus poriger

Digitized by Google

Zahlentafel 6.

Ergebnisse der Prüfung auf Widerstandsfähigkeit gegen Zertrümmern nach dem Rudeloff-Verfahren[1].

Prüfungsart		Schlag mit der Stopfhacke Schlagarbeit 1242 mkg						Stoßweise Druckbeanspruchung Schlagarbeit 7925 mkg						Stetig gesteigerte Druckbeanspruchung bis 20000 kg					
Art des Probegutes		Durchgänge in % durch die Siebe mit einer Maschenweite von cm																	
		5,0	3,2	2,5	1,9	1,2	0,6	5,0	3,2	2,5	1,9	1,2	0,6	5,0	3,2	2,5	1,9	1,2	0,6
Hochofenschlacke	II	100,0	24,3	22,2	18,3	14,9	10,4	100,0	36,2	31,5	28,2	25,2	20,7	100,0	68,7	66,7	54,2	42,0	29,1
		75,7[2]	**2,1**	**3,9**	**3,4**	**4,5**		**63,8**	**4,7**	**3,3**	**3,0**	**4,5**		**31,3**	**2,0**	**12,5**	**12,2**	**12,9**	
	V	100,0	17,2	14,9	12,7	9,4	6,6	100,0	29,6	25,8	22,9	20,5	1,47	100,0	78,7	69,7	54,9	42,9	29,5
		82,8	**2,3**	**2,2**	**3,3**	**2,8**		**70,4**	**3,8**	**2,9**	**2,4**	**3,1**		**21,3**	**9,0**	**14,8**	**12,0**	**13,4**	
	VIII	100,0	26,1	20,3	13,6	10,0	6,0	100,0	30,3	24,2	18,7	15,6	11,8	100,0	66,8	55,6	47,9	33,8	18,7
		73,9	**5,8**	**6,7**	**3,6**	**4,0**		**69,7**	**6,1**	**5,5**	**3,1**	**3,8**		**33,2**	**11,2**	**7,7**	**14,1**	**15,1**	
	IX	100,0	15,1	12,7	10,4	7,7	5,2	100,0	12,2	11,5	10,4	9,1	6,8	100,0	70,5	65,0	50,1	35,8	22,9
		84,9	**2,4**	**2,3**	**2,7**	**2,5**		**87,8**	**0,7**	**1,1**	**1,3**	**2,3**		**29,5**	**5,5**	**14,9**	**14,3**	**12,9**	
Bruchstein	4	100,0	4,0	3,5	3,0	2,5	1,8	100,0	8,5	7,1	6,6	5,7	4,5	100,0	40,3	32,5	25,6	17,4	9,8
		96,0	**0,5**	**0,5**	**0,5**	**0,7**		**91,5**	**1,4**	**0,5**	**0,9**	**1,2**		**59,7**	**7,8**	**6,9**	**8,2**	**7,6**	
	8	100,0	32,6	29,0	24,6	19,1	13,5	100,0	41,6	37,5	35,0	32,3	28,8	100,0	74,9	66,5	51,8	38,6	27,0
		67,4	**3,6**	**4,4**	**5,5**	**5,6**		**58,4**	**4,1**	**2,5**	**2,7**	**3,5**		**25,1**	**8,4**	**14,7**	**13,2**	**11,6**	

Schlacke dem Kies hinsichtlich der Einwirkung auf das Rosten des Eisens überlegen ist.

Die Versuche wurden nach siebeneinhalb bzw. nach fünf Jahren abgebrochen, da die Verhältnisse als genügend geklärt angesehen wurden und keine nennenswerten Ergebnisse mehr zu erwarten waren.

Da die Wiedergabe sämtlicher Ergebnisse über die Widerstandsfähigkeit gegen Zertrümmern nach Verfahren Rudeloff eine Unmenge von Zahlenwerten und Tafeln bedingt hätte, die zu übersehen kaum möglich gewesen wäre, sind in Zahlentafel 6 nur die Ergebnisse der Versuche mit der Korngröße von 3,2 bis 5,0 cm zusammengestellt, da diese den im Eisenbahnbau verwendeten Abmessungen am nächsten kommt. Aus dem gleichen Grunde sind auch von den Ergebnissen der Prüfung auf Widerstandsfähigkeit gegen den Schlag mit der Stopfhacke und gegen stoßweise wirkende Druckbeanspruchung nur die der Versuche auf Zertrümmerung unter einer Schlagarbeit aufgeführt; ebenso ist die Wiedergabe der Ergebnisse der Prüfung bei gleichmäßig gesteigerter Druckbeanspruchung auf den trockenen Zustand der Schotter beschränkt worden. Diese Einschränkungen waren um so berechtigter, als die Ergebnisse der Prüfung der verschiedenen Korngrößen (2,3 bis 3,2, 3,2 bis 5,0 und 5,0 bis 7,5 cm) und der verschiedenen Zustände (trocken, wassersatt und ausgefroren) keine wesentlichen Unterschiede in dem Verhalten der Versuchsstoffe zueinander erkennen ließen. Zur besseren Veranschaulichung sind die Ergebnisse der Zahlentafel 6 in Abb. 8 bis 10 zeichnerisch dargestellt, wobei als Ordinaten die jeweiligen Gesamtdurchgänge durch die Siebe und als Abszissen die dazugehörigen Korngrößen eingetragen sind. Abb. 8 stellt die Ergebnisse der Schlagversuche mit der Stopfhacke unter 1242 mkg Schlagarbeit dar, Abb. 9 die Ergebnisse der Prüfung auf stoßweise wirkende Druckbeanspruchung von 7925 mkg, Abb. 10 den Grad der Zertrümmerung unter dem Druck von 20000 kg. Aus dem Verlauf der Schaulinien sind deutlich die Unterschiede in der Widerstandsfähigkeit der einzelnen Schotterstoffe gegen die genannten Beanspruchungen ersichtlich. Während der Basalt bei allen drei Prüfverfahren nach Rudeloff als am widerstandsfähigsten erscheint, erweist sich der

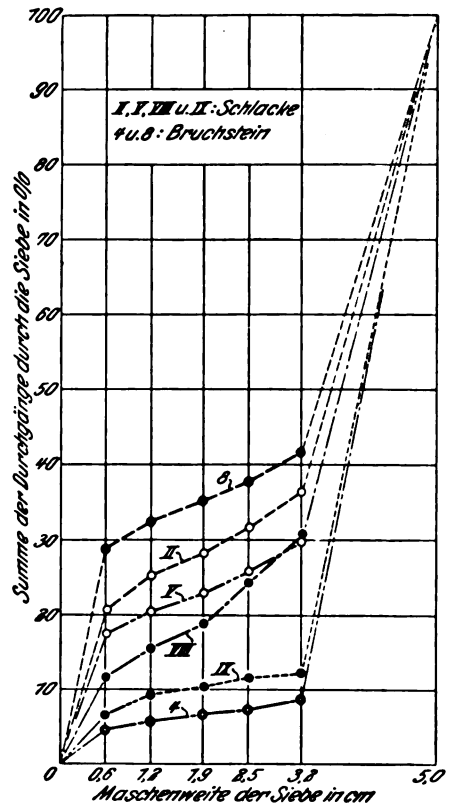


Abb. 8. Widerstandsfähigkeit gegen den Schlag mit der Stopfhacke nach Zahlentafel 6.

Granit gegen stoßweise Beanspruchung als am empfindlichsten, empfindlicher als alle geprüften Schlacken. Bei einfacher Druckbeanspruchung ist der Granitschotter den Schlacken II und V überlegen. Schlacke IX verhält sich gegen Stoß besser als Schlacke VIII, gegen Druck ist jedoch Schlacke VIII widerstandsfähiger als Schlacke IX. Dasselbe gilt von den Schlacken V und II. Die Wertung der Proben als Schotter wäre nach den vor-

[1] Mittel aus je zwei Versuchen. Korngröße des Probegutes vor dem Versuch 3,2 bis 5,0 cm.

[2] Die fettgedruckten Zahlen sind die Rückstände zwischen je zwei Sieben.

Digitized by Google

liegenden Ergebnissen, beginnend mit der besten Sorte, wie folgt:

gegen Stoß:	gegen Druck:
Basalt 4	Basalt 4
Schlacke IX	Schlacke VIII
Schlacke VIII	Schlacke IX
Sch.acke V	Granit 8
Schlacke II	Schlacke II
Granit 8	Schlacke V

Die Ergebnisse der Trommelversuche auf Kanten- und Stoßfestigkeit sind in Zahlentafel 7 und schauzeichnerisch in Abb. 11[1] wiedergegeben. Auch hier ist das unterschiedliche Verhalten der einzelnen Versuchsstoffe gut zu ersehen. Die Ergebnisse lassen sich für den

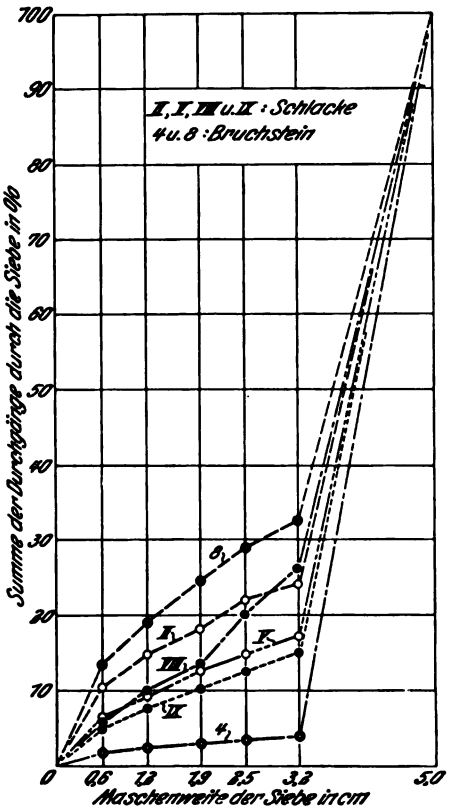


Abb. 9. Widerstandsfähigkeit gegen stoßweise Druckbeanspruchung nach Zahlentafel 6.

stoßweise Druckbeanspruchung nach Verfahren Rudeloff.

Auf Grund der vorstehend besprochenen Versuchsergebnisse sind von dem Ausschuß zur Untersuchung der Verwendbarkeit von Hochofenschlacke „Richtlinien für die Herstellung und Lieferung von Hochofenschlacke zur Verwendung als Gleisbettungsstoff" aufgestellt worden, deren Entwurf in der Sitzung des Ausschusses vom 23. Februar 1921 genehmigt wurde. Diese „Richtlinien" fassen die für die Erzeugung und die Abnahme im Hinblick auf den besonderen Verwendungszweck zu stellenden Bedingungen in klarer und leicht anwendbarer

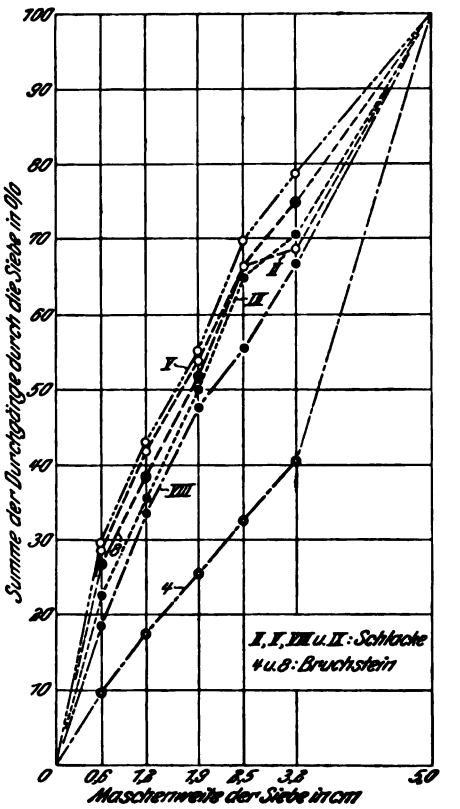


Abb. 10. Widerstandsfähigkeit gegen stetig gesteigerte Druckbeanspruchung nach Zahlentafel 6.

Hochofenschlackenschotter in bezug auf den Schotter aus natürlichen Gesteinen wie folgt zusammenfassen: Schlacke IX entspricht in ihrem Verhalten beim Kollern in der Trommel dem geprüften Melaphyr und Basalt mittlerer Festigkeit, die Schlacken VIII, VII und III entsprechen dem Piesberger Kleinschlag. Die Schlacken IV, V und VI sind der geprüften Grauwacke überlegen, während die Schlacken I und II ihr gleichwertig sind; alle untersuchten Schlacken sind jedoch in ihrem Verhalten bei der Beanspruchung auf Kanten- und Stoßfestigkeit dem Granit überlegen. Bei den Trommelversuchen ergibt sich ein gleiches Verhalten der Proben untereinander wie bei den Versuchen auf Widerstandsfähigkeit gegen den Schlag mit der Stopfhacke und die

[1] In der Abbildung ist, um diese nicht zu umfangreich zu gestalten, von der Auftragung der Siebdurchgänge der Körnungen über 2,5 cm abgesehen worden, zumal da auch die Fortführung der Schaulinien für die Bewertung der Ergebnisse bedeutungslos gewesen wäre.

Zahlentafel 7. Ergebnisse der Trommelversuche.

Bezeichnung des Probestoffes		Rückstand in % zwischen den Sieben mit cm Maschenweite —	2,5	1,5	0,7	Maschen auf 1 cm² 4	16	60	120	—
Hochofenschlacke	I	69,5	13,1	1,0	0,1	0,0	0,1	0,1	16,1	
	II	75,2	7,8	0,5	0,1	0,1	0,1	0,0	16,2	
	III	74,9	12,8	1,0	0,1	0,1	0,0	0,0	11,1	
	IV	79,2	6,1	0,6	0,0	0,1	0,0	0,1	13,9	
	V	77,7	7,6	1,4	0,1	0,1	0,1	0,1	12,9	
	VI	70,5	13,7	2,1	0,2	0,4	0,1	0,1	12,9	
	VII	77,3	9,5	2,1	0,1	0,1	0,1	0,1	10,7	
	VIII	66,1	21,3	2,4	0,3	0,2	0,1	0,1	9,5	
	IX	80,6	10,3	0,8	0,1	0,1	0,0	0,0	8,1	
Bruchstein	1	77,5	12,9	1,6	0,1	0,1	0,1	0,0	7,7	
	2	65,4	16,3	2,8	0,2	0,2	0,1	0,1	14,9	
	3	76,0	12,3	1,2	0,1	0,1	0,0	0,1	10,2	
	4	88,7	6,3	0,9	0,1	0,0	0,0	0,1	3,9	
	5	77,5	12,9	2,0	0,1	0,2	0,0	0,1	7,2	
	6	85,9	8,9	0,5	0,1	0,0	0,1	0,1	4,4	
	7	85,2	8,6	1,3	0,1	0,2	0,1	0,1	4,4	
	8	69,3	10,0	1,4	0,1	0,1	0,2	0,4	18,5	

Digitized by Google

Form zusammen. Der Reichsverkehrsminister hat mit Erlaß vom 5. Oktober 1922 verfügt, die ihm vom Ausschuß vorgelegten „Richtlinien" als Lieferungsgrundlage bei der Reichsbahn zu verwenden. Die in den „Richtlinien" enthaltenen Gütebestimmungen seien nachstehend wiedergegeben:

1. Der Kleinschlag muß als raum- und wetterbeständiger Schlacke von möglichst gleichmäßigem und dicht aussehendem Gefüge bestehen. Schlacken, die ein stark blasiges, schaumiges und glasiges Gefüge haben, sind von der Abnahme auszuschließen.

2. Der Kleinschlag soll möglichst würfelförmig und scharfkantig sein.

3. Die Korngröße, an den Kantenlängen gemessen, darf nicht unter 3 und nicht über 6 cm betragen.

4. Der Gehalt der Schlacke an Stücken mit glasigem Gefüge darf nicht mehr als 5% nach Raumteilen betragen.

5. Die Wasseraufnahme der Schlacke darf höchstens 3% des Gewichtes betragen; nach einer Lagerung von fünf Tagen an der Luft in einem überdeckten Raume von Zimmerwärme (18 bis 20°) muß wieder ein gleichbleibendes Gewicht erreicht sein.

6. Bei achttägiger Lagerung des Kleinschlages in Wasser dürfen höchstens 8% zerfallen bzw. zerrieseln.

7. Die Druckfestigkeit, ermittelt an aus der Schlacke herausgeschnittenen trockenen Würfeln, muß mindestens 1200 kg/qcm betragen.

8. Die Kanten- und Stoßfestigkeit des Kleinschlages aus Hochofenschlacke ist an der Abnutzung (Durchgang durch das 7-mm-Sieb) zu messen, die höchstens 20% des Gewichtes betragen darf. Im Streitfalle ist das schärfere, gleichartige Verfahren mit je fünf aus der Schlacke geschnittenen Würfeln von je 4 cm Kantenlänge anzuwenden. Hierbei darf die Abnutzung höchstens 10% des Gewichtes betragen. Das Ergebnis dieser Feststellung ist dann für die endgültige Beurteilung maßgebend.

9. Das Raummetergewicht für Kleinschlag aus Hochofenschlacke ist für jede Lieferung amtlich festzustellen; es darf 1250 kg/cbm nicht unterschreiten.

Wie hieraus ersichtlich, beschränken sich die „Richtlinien" auf Forderungen in bezug auf Gefüge, Gestalt des Schotters (würfelförmig und scharfkantig), Korngröße, Gehalt an glasigen Stücken, Wasseraufnahme, Verhalten in Wasser, Druckfestigkeit, Kanten- und Stoßfestigkeit und Raummetergewicht. Auf die Widerstandsfähigkeit des Schotters gegenüber den Beanspruchungen im Betrieb (Schwellendruck usw.) ist in den Richtlinien nicht in vollem Maße Rücksicht genommen worden, obgleich es wünschenswert ist, daß auch bezüglich dieser Eigenschaft weitere Forderungen gestellt werden. Der beschriebene Druckversuch von Rudeloff ist geeignet, diesem Bedürfnis Rechnung zu tragen. Diese Prüfart ist um so zweckmäßiger, als hierbei auf die unter Umständen mit vielen Schwierigkeiten und Weitläufigkeiten verbundene Feststellung der Druckfestigkeit an Würfeln verzichtet werden könnte. Das Schneiden von Würfeln stößt in der Praxis insofern auf Schwierigkeiten, als das Probegut stets als Schotter angeliefert wird, aus dem sich geeignete Versuchsstücke

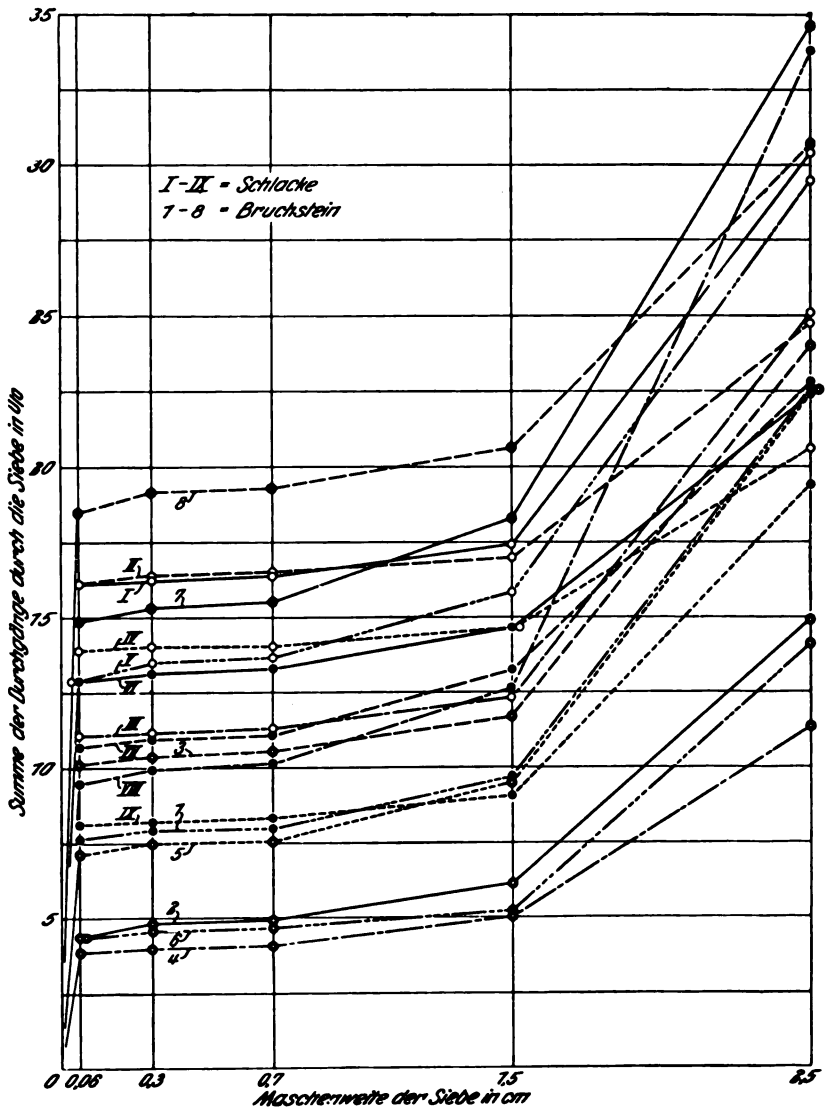


Abb. 11. Kanten- und Stoßfestigkeit nach Zahlentafel 7.

meist gar nicht oder nur mit großem Arbeits- und Kostenaufwand herausschneiden lassen. Es können auch Fälle eintreten, in denen der Lieferung einzelne große Stücke beigefügt sind, die eine große Dichtigkeit und Druckfestigkeit aufweisen, während in dem angelieferten Schotter selbst viele weniger feste Stücke enthalten sind. Außer dem Vorteil, daß durch die Einführung der Druckprüfung nach dem Verfahren Rudeloff diese Unsicherheit beseitigt wird, besteht noch der große Vorzug, daß das Probegut nicht als Stoffprobe, sondern als fertiger Baustoff geprüft wird, im Ergebnis der Prüfung also auch der Form des Schotterstückes Rechnung getragen wird. Ein mehr plattiges Schotterstück, das als Oberbaustoff weniger geeignet ist, wird wegen seiner

Digitized by Google

spitz zulaufenden und leicht brechenden Kanten geringere Widerstandsfähigkeit besitzen als ein kubisches mit nahezu rechten Winkeln. Bei der Festsetzung einer zulässigen Höchstgrenze für den Grad der Zertrümmerung nach dem Druckversuch nach Rudeloff würden somit die mehr plattigen Schotterstücke als Ausgleich für die ungünstigere Form höhere Festigkeiten aufzuweisen haben als die kubisch gestalteten, um den gestellten Anforderungen zu entsprechen.

Zahlentafel 8.
Ergebnisse der Druckversuche nach Rudeloff[1].

	Probegut	Durchgänge in % durch die Siebe mit einer Maschenweite von cm					
		6,0	3,0	2,5	2,0	1,0	0,5
Hochofenschlacke	II	100,0	80,6	70,7	60,0	43,2	34,4
			19,4[2]	**9,9**	**10,7**	**16,8**	**8,8**
	VIII	100,0	76,4	66,2	51,4	32,7	23,1
			23,6	**10,2**	**14,8**	**18,7**	**9,6**
	IX	100,0	80,6	71,0	57,5	39,0	30,2
			19,4	**9,6**	**13,5**	**18,5**	**8,8**
Bruchstein	Granit (σ_b = 2840 kg/cm²)	100,0	79,2	64,7	50,9	29,6	18,9
			20,8	**14,5**	**13,8**	**21,3**	**10,7**
	Grauwacke (σ_b = 3 010 kg/cm²)	100,0	68,3	56,2	44,0	24,9	14,6
			31,7	**12,1**	**12,2**	**19,1**	**10,3**
	Trachyt (σ_b = 1360 kg/cm²)	100,0	85,5	77,7	67,1	46,3	30,7
			14,5	**7,8**	**10,6**	**20,8**	**15,6**

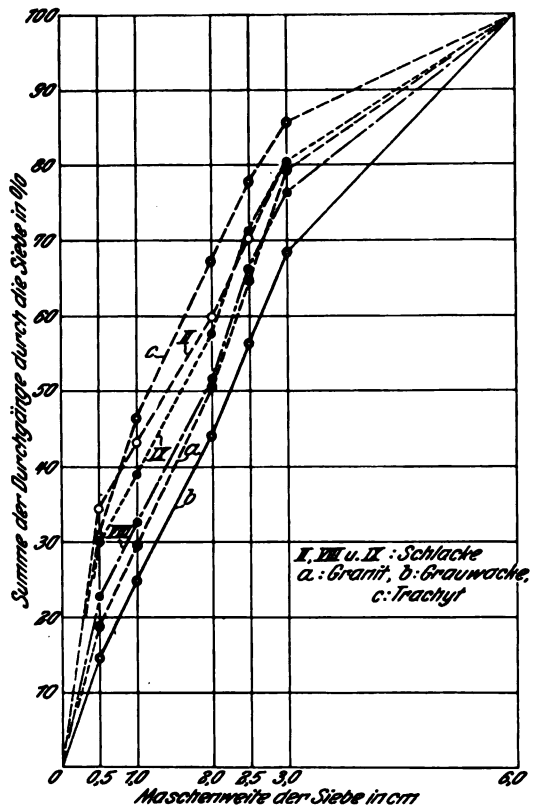


Abb. 12. Widerstandsfähigkeit gegen stetig gesteigerte Druckbeanspruchung nach Zahlentafel 8.

Um die zulässige Grenze der Zertrümmerung nach dem Verfahren Rudeloff zu ermitteln, haben die Verfasser Versuche nach dieser Richtung mit den Schlacken II, VIII und IX und vergleichsweise mit natürlichen Gesteinen von bekannter Druckfestigkeit durchgeführt. Das Korn der verwendeten Schotterstoffe lag zwischen 3 und 6 cm. Zum Vergleich dienten

Granit mit 2840 kg/cm² mittlerer Druckfestigkeit,
Grauwacke mit 3010 kg/cm² mittlerer Druckfestigkeit,
Trachyt mit 1360 kg/cm² mittlerer Druckfestigkeit.

Die Proben wurden entsprechend den früheren Versuchen mit 20000 kg gedrückt und der Grad der Zertrümmerung durch die Siebanalyse festgestellt. Die Ergebnisse sind in Zahlentafel 8 enthalten und in Abb. 12 zeichnerisch dargestellt. Da gemäß den Richtlinien für Hochofenschlackenschotter wie auch für Schotter aus Naturgestein eine Mindestdruckfestigkeit von 1200 kg/cm² vorgeschrieben ist, so würde der Trachyt in bezug auf Druckfestigkeit den an Schotter zu stellenden Anforderungen noch genügen.

Wie aus den Werten in Zahlentafel 7 ersichtlich ist, schwankt der Durchgang durch das 5-mm-Sieb für die drei Schlackensorten zwischen 23,1 und 34,4% und für die drei Bruchsteinsorten zwischen 14,6 und 30,7%. Nach den oben besprochenen Ergebnissen der im Auftrage des Ausschusses für Hochofenschlacke ausgeführten Druckversuche (Zahlentafel 6) liegt der Durchgang durch das 6-mm-Sieb für die vier geprüften Schlackensorten zwischen 18,7 und 29,5% und beträgt für die beiden Bruchsteinsorten (Basalt und Granit) 9,8 und 27,0%. Nach diesem Befunde würde man, wenn man für die Beurteilung des Grades der Widerstandsfähigkeit von Schotter gegen allmählich gesteigerten Druck (Schwellendruck) den Durchgang durch das 5- oder 6-mm-Sieb als maßgebend erachtet, 30 bzw. 35% Durchgang noch als zulässigen Wert für den Grad der Zertrümmerung gelten lassen können. Bei Anwendung rund gelochter Siebe mit Löchern von 5, 6 oder 7 mm Durchmesser müßte natürlich der zulässige Durchgang entsprechend geringer bemessen werden, und zwar für das

5-mm-Sieb zu 20%,
6-mm-Sieb zu 25%,
7-mm-Sieb zu 30%.

Legt man jedoch dieser Beurteilung den Durchgang durch das 7-mm-Sieb zugrunde, wie es in den Richtlinien für Gleisbettungsstoffe bei der Trommelprobe geschieht, so könnte man einen etwas größeren Durchgang zulassen, und zwar glauben die Verfasser auf Grund der vorliegenden Versuchsergebnisse als höchst zulässiges Maß für die Zertrümmerung beim Druckversuch einen Durchgang von 40% durch das 7-mm-Sieb vorschlagen zu können.

Nach dem heutigen Stande der Stoffprüfung, die durch ihre Versuchsverfahren lediglich die Stoffeigenschaften zu ergründen sucht unter bewußter Ablehnung der Nachahmung der Betriebsverhältnisse, sind die beiden anderen Verfahren von Rudeloff, Bestimmung des Widerstandes gegen stoßweise wirkende Druckbeanspruchung und gegen Schlag mit der Stopfhacke, als überholt anzusehen, abgesehen davon, daß sie außerdem umständlich und zeitraubend sind. Ein sicheres und brauchbares Mittel zur Feststellung der Wider-

[1] Mittel aus je 3 Versuchen. Korngröße des Probegutes vor dem Versuch 3,0 bis 6,0 cm.

[2] Die fettgedruckten Zahlen sind die Rückstände zwischen je zwei Sieben.

Digitized by Google

standsfähigkeit gegen Stoß ist in der Trommelprobe gegeben, die auch Eingang in die „Richtlinien" gefunden hat. Einer anderen Prüfart zur Ermittlung der Kanten- und Stoßfestigkeit wie etwa des von verschiedenen Seiten für diesen Zweck vorgeschlagenen, in Frankreich eingeführten Verfahrens Deval, dessen Ausführungsweise als bekannt vorausgesetzt wird, bedarf es nach Ansicht der Verfasser nicht, da das Ergebnis der Trommelprobe eine völlig ausreichende Beurteilung des Widerstandes von Schotter gegen Stöße sowie gegen die abnutzende Wirkung durch Schläge gestattet. Die Trommelprobe wird sogar in diesem Falle für geeigneter gehalten als die Devalprobe, weil sie als Prüfeinrichtung eine Trommel mit wellenförmig gestaltetem Mantel benutzt, wodurch eine stärkere Beanspruchung des Schotters bewirkt wird als in der Devaltrommel, die mit einem zylindrischen Mantel versehen ist.

Das über die Richtlinien für Gleisbettungsstoffe Gesagte gilt auch für die vom Ausschuß für Untersuchung von Hochofenschlacke zur Aufstellung in Aussicht genommenen „Richtlinien für die Herstellung und Lieferung von Hochofenschlacke als Straßenbaustoff", da die Anforderungen, die unter praktischen Verhältnissen an den Rohstoff gestellt werden, in beiden Fällen nahezu die gleichen sind. Auch hier dürften der Druckversuch nach dem Verfahren Rudeloff und der Trommelversuch eine wertvolle Ergänzung der Prüfungsbestimmungen in den genannten Richtlinien bilden.

Zusammenfassung.

Es wird über Vergleichsversuche mit neun Schlacken und acht Bruchsteinen berichtet, die sich auf die chemische Einwirkung der Schotterstoffe auf Eisen- und Holzschwellen, auf Wasser- und Frostbeständigkeit, Widerstandsfestigkeit gegen Schlag mit der Stopfhacke, Schwellendruck und gleichmäßig gesteigerten Druck nach Rudeloff und auf Trommelversuche erstrecken. Aus den Versuchsergebnissen geht hervor, daß die geprüften Schlacken den meisten Bruchsteinschottern gleichwertig sind.

Es werden die vom Reichsverkehrsministerium aufgestellten „Richtlinien für die Herstellung und Lieferung von Hochofenschlacke zur Verwendung als Gleisbettungsstoff" mitgeteilt und daran der Vorschlag geknüpft, statt der Festigkeitsversuche an geschnittenen Würfeln den Druckversuch nach Rudeloff einzuführen. Für den zulässigen Grad der Zertrümmerung werden an Hand von Versuchen Zahlenwerte angegeben.

Vergleichsversuche mit Loch- und Maschensieben.

Von **G. Saenger**[1].

(Mitteilungen aus dem Staatl. Materialprüfungsamt Berlin-Dahlem.)

Auf Anregung des Ausschusses für Korngrößenstufungen sind im Materialprüfungsamt vergleichende Siebversuche mit Loch- und Maschensieben durchgeführt worden, die eine Klärung der Frage herbeiführen sollten, welche Maschensiebe an Stelle bestimmter Lochsiebe zu benutzen sind, um die gleichen Siebergebnisse zu erzielen.

Für die Versuche wurden gelochte Siebe von 2,8 mm Blechdicke mit Löchern von 5, 7, 10, 15, 20, 30, 40 und 60 mm Durchmesser und zum Vergleich Drahtsiebe von 5, 7, 10, 15, 20, 30, 40 und 60 mm lichter Maschenweite benutzt. Als Siebgut dienten Sandkiesgemische und Splittschottergemische. Die Gemische waren vorher auf einem 60-mm-Lochsiebe abgesiebt. Die Versuche wurden, wie üblich, in der Weise ausgeführt, daß eine bestimmte Menge trockenen Gemisches auf den verschiedenen Sieben, beginnend mit dem feinsten Lochsieb, abgesiebt wurde, wobei der Rückstand auf den einzelnen Sieben ermittelt wurde. Nach beendigter Siebung wurde das Siebgut wieder zusammengemischt und in der gleichen Weise einer Siebanalyse auf den Maschensieben unterworfen.

Die Ergebnisse der Siebungen sind in Tafel 1 verzeichnet und in Abb. 1 dargestellt. In der Abb. 1 sind auf der Abszissenachse die Lochweiten bzw. die Maschenweiten, auf der Ordinatenachse die jeweiligen Gesamtdurchgänge durch die Siebe aufgetragen. Diese Art der Auftragung hat den Vorzug, daß man sich von den gewählten Loch- bzw. Maschenweiten der Siebe unabhängig macht und aus den Schaulinien durch einfache senkrechte Projektion auf die Abszissenachse für jeden Punkt der Schaulinie diejenige Maschen- bzw. Lochweite finden kann, die einem bestimmten Siebdurchgang entspricht.

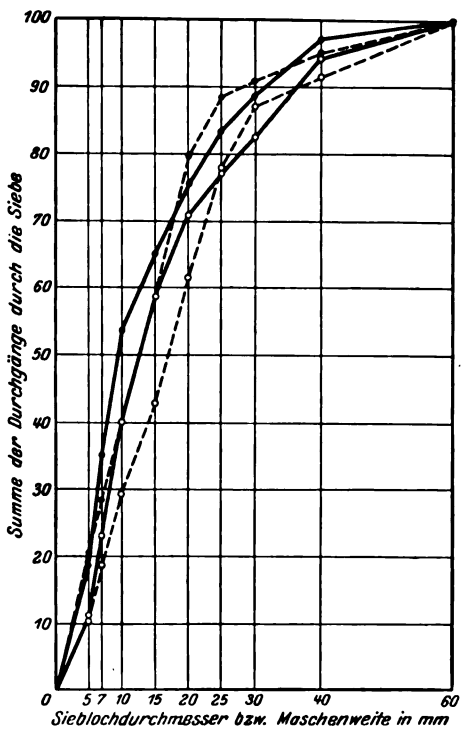
Man erkennt aus den Ergebnissen, daß, wie es auch nicht anders zu erwarten war, die Durchgänge durch die Maschensiebe wesentlich höher ausfallen als die durch die Lochsiebe mit dem Lochdurchmesser der entsprechenden Maschenweite, und zwar liegen die entsprechenden Siebwerte des Splittschottergemisches wesentlich weiter auseinander als die des Sandkiesgemisches. Die Abweichungen betragen beim Sandkiesgemisch 2,9 bis 13,7%, beim Splittschottergemisch 3,4 bis 18,5%. Dieses unterschiedliche Verhalten der beiden Stoffe bei der Vergleichssiebung ist durch die verschiedene Kornform gegeben. Ein splittrig, plattig oder keilförmig gebrochenes Gestein kann bei günstigem Auftreffen auf das Sieb gerade noch durch die Diagonale der Maschenweite fallen, während dieses bei einem runder ausfallenden Sand- oder Kieskorn nicht möglich ist. Ganz allgemein findet man jedoch bestätigt, daß beim Aussieben bestimmter Korngrößen mit Maschensieben wesentlich gröberes Siebgut erhalten wird als mit Lochsieben, deren Lochweiten den lichten Maschenweiten von Maschensieben entsprechen.

[1] Nach einem Bericht, erstattet auf der 2. Sitzung des Unterausschusses für Korngrößenprüfungen am 22. Nov. 1927 in Berlin. Original: Verkehrstechnik, 1928, Nr. 2, S. 24–26.

Digitized by Google

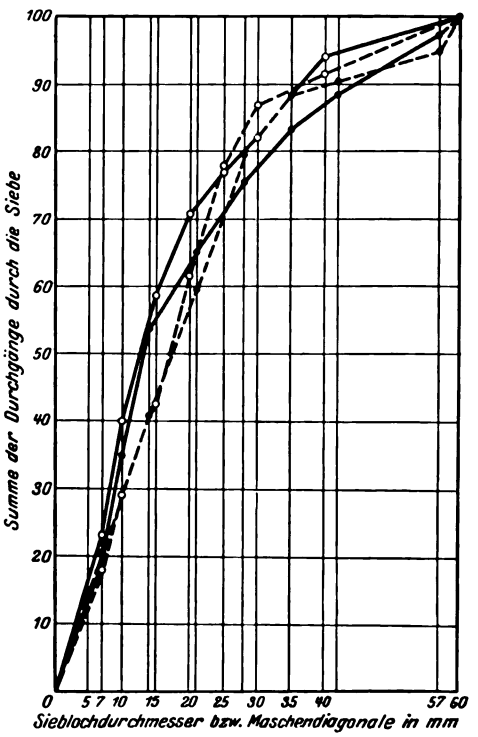
Tafel 1. Ergebnisse der Vergleichssiebungen mit Loch- und Maschensieben.

Versuch Nr.	Probestoff[1]	Gesiebt mit	Rückstand auf den Sieben bei den überschriebenen Lochweiten bzw. Maschenweiten in mm																	
			5		7		10		15		20		25		30		40		60	
			kg	%	kg	%	kg	%	kg	%	kg	%	kg	%	kg	%	kg	%	kg	%
1	Sandkies-gemisch	Loch-sieben	8,84	88,4	7,70	77,0	5,99	59,9	4,09	40,9	2,84	28,4	2,19	21,9	1,70	17,0	0,43	4,3	0	0
2			8,94	89,4	7,71	77,1	6,01	60,1	4,18	41,8	3,02	30,2	2,41	24,1	1,86	18,6	0,72	7,2	0	0
Mittel				88,9		77,1		60,0		41,4		29,3		23,0		17,8		5,8		0
				11,1[2]		**22,9**		**40,0**		**58,6**		**70,7**		**77,0**		**81,2**		**94,2**		**100**
1		Maschen-sieben	8,10	81,0	6,49	64,9	4,55	45,5	3,37	33,7	2,32	23,2	1,72	17,2	1,06	10,6	0,08	0,8	0	0
2			8,16	81,6	6,51	65,1	4,71	47,1	3,61	36,1	2,57	25,7	1,61	16,1	1,23	12,3	0,50	5,0	0	0
Mittel				81,3		65,0		46,3		34,9		24,5		16,7		11,5		2,9		0
				18,7		**35,0**		**53,7**		**65,1**		**75,5**		**83,3**		**88,5**		**97,1**		**100**
1	Splitt-schotter-gemisch	Loch-sieben	8,96	89,6	8,10	81,0	7,15	71,5	5,72	57,2	3,89	38,9	2,23	22,3	1,33	13,3	0,90	9,0	0	0
2			8,95	89,5	8,18	81,8	7,05	70,5	5,78	57,8	3,84	38,4	2,22	22,2	1,27	12,7	0,80	8,0	0	0
Mittel				89,6		81,4		71,0		57,5		38,7		22,3		13,0		8,5		0
				10,4		**18,6**		**29,0**		**42,5**		**61,3**		**77,7**		**87,0**		**91,5**		**100**
1		Maschen-sieben	7,98	79,8	7,25	72,5	5,99	59,9	4,13	41,3	2,14	21,4	1,23	12,3	0,92	9,2	0,47	4,7	0	0
2			7,97	79,7	7,10	71,0	5,87	58,7	3,92	39,2	1,89	18,9	1,09	10,9	0,91	9,1	0,55	5,5	0	0
Mittel				79,8		71,8		59,3		40,5		20,2		11,6		9,2		5,1		0
				20,2		**28,2**		**40,7**		**59,5**		**79,8**		**88,4**		**90,8**		**94,9**		**100**



o——o Sandkiesgemisch auf Lochsieb, ●——● Sandkiesgemisch auf Maschensieb, ● – –● Splittschottergemisch auf Maschensieb, o – –o Splittschottergemisch auf Lochsieb.

Abb. 1. Ergebnisse der Vergleichssiebungen mit Loch- und Maschensieben. Sieblochdurchmesser = lichte Maschenweite.



o——o Sandkiesgemisch auf Lochsieb, ●——● Sandkiesgemisch auf Maschensieb, ● – –● Splittschottergemisch auf Maschensieb, o – –o Splittschottergemisch auf Lochsieb.

Abb. 2. Ergebnisse der Vergleichssiebungen mit Loch- und Maschensieben. Sieblochdurchmesser = Maschendiagonale.

Es war vorauszusehen, daß diese Unterschiede in den Siebergebnissen wesentlich geringer würden, wenn man den Lochweiten der Blechsiebe nicht die lichte Maschenweite, sondern deren Diagonale einander gleichsetzen würde. Um dies zu veranschaulichen, sind in Abb. 2 die in Tafel 1 enthaltenen Siebergebnisse derart zeichnerisch dargestellt, daß auf der Abszissenachse die Lochweiten bzw. die Diagonalen der lichten Maschenweiten, auf der Ordinatenachse wieder die Gesamtdurchgänge durch die Siebe aufgetragen sind. Die Ergebnisse der Siebungen auf den Maschensieben von 5, 7, 10, 15, 20, 25, 30 und 60 mm lichter Maschenweite sind demnach auf der Abszissenachse entsprechend den Diagonalen dieser Maschenweiten bei 7, 10, 14, 21, 28, 35, 42 und 57 mm eingetragen. Beim Auftragen der Schaulinien sind diese für die Siebungen mit Maschensieben von der Abszisse 57 nach 60 gestrichelt gezeichnet, weil eine gradlinige Weiterführung der Schaulinie auf die Diagonale der Maschenweite von 60 mm fehlerhaft wäre, da tatsächlich gröberes Siebgut, als durch das 60-mm-Lochsieb fällt, im Probematerial nicht vorhanden war.

[1] Probemenge für den Einzelversuch 10 kg.

[2] Gesamtdurchgänge durch die Siebe.

Digitized by Google

Tafel 2. Ergebnisse der Vergleichssiebungen auf dem 7-mm-Lochsieb und 5-mm-Maschensieb[1].

Stoff	Sandkiesgemisch 1				Sandkiesgemisch 2				Splittschottergemisch			
Art des Siebes	7 mm Lochsieb		5 mm Maschensieb		7 mm Lochsieb		5 mm Maschensieb		7 mm Lochsieb		5 mm Maschensieb	
Versuch Nr.	Durchgänge durch die Siebe in kg bzw. %											
	kg	%	kg	%	kg	%	kg	%	kg	%	kg	%
1	2,74	68,4	2,65	66,3	2,68	67,0	2,63	65,7	1,79	44,6	1,69	42,3
2	2,64	66,1	2,53	63,1	2,83	70,6	2,73	68,1	1,28	31,9	1,24	31,0
Mittel		67,3		64,7		68,8		66,9		38,6		36,7
Abweichung der Siebergebnisse		+ 2,6		— 2,6		+ 1,9		— 1,9		+ 1,6		— 1,6

In Abb. 2 rücken die Schaulinien der Vergleichssiebungen gegenüber denjenigen in Abb. 1 erheblich zusammen. Die beiden Schaulinien des Splittschottergemisches überschneiden sich im unteren Verlauf sogar mehrfach, während bei dem gröberen Korn die Schaulinien der Maschensiebung tiefer liegen. Bei den Siebanalysen des Sandkiesgemisches liegen die Durchgänge durch die Maschensiebe durchweg unter denen der Lochsiebung. Die Abweichungen der Siebergebnisse betragen für die Sandkiesmischung 1,5 bis 7,5%, für das Splittschottergemisch 0 bis 6,7%.

Für die Praxis, die bei dem Aussieben des Brechgutes (in Siebtrommeln) bis jetzt fast ausschließlich Lochsiebe verwendet, sind in der Hauptsache diejenigen Maschenweiten von Bedeutung, die Lochsieben mit 5, 8 und 12 mm Lochdurchmesser entsprechen, da Siebe mit diesen Lochweiten beim Sieben von nassem Siebgut sich leicht verstopfen und so falsche Siebergebnisse liefern. Man siebt daher in der Praxis diese feineren Korngrößen mit Maschensieben, alle gröberen jedoch mit Lochsieben. Betrachtet man in Abb. 2 die Schaulinien bis zu diesem Bereich von 12 mm Lochdurchmesser, so findet man, daß die Ergebnisse der Siebungen des Splittschottergemisches auf den Loch- und Maschensieben sich nahezu decken, die Siebergebnisse des Sandkiesgemisches Abweichungen bis zu einem Höchstmaß von 5% aufweisen. Diese Übereinstimmung kann als ausreichend bezeichnet werden. Man hat somit in diesem Bereich die einfache Beziehung:

Sieblochdurchmesser = Diagonale der lichten Maschenweite.

Nach dieser Regel entspricht z. B. einem Lochsieb von 7 mm Lochdurchmesser ein Maschensieb von 5 mm lichter Maschenweite.

Um die Richtigkeit der gefundenen Beziehung zu erproben, wurden 2 weitere Sandkiesgemische und eine weitere Splittschottermischung einmal auf einem Sieb von 7 mm Lochdurchmesser gesiebt und der Durchgang durch dieses Sieb festgestellt. Alsdann wurde das Mischgut wieder zusammengemischt und auf einem Maschensieb von 5 mm Maschenweite gesiebt. Die Ergebnisse dieser Siebungen sind in Tafel 2 zusammengestellt. Die Durchgänge durch die Siebe liegen bei der Maschensiebung in allen 3 Fällen etwas tiefer als bei der Lochsiebung. Die Abweichung beträgt 1,9 bzw. 2,4% bei den Sandkiesmischungen und 1,6% bei der Splittschottermischung, eine völlig ausreichende Übereinstimmung der Siebergebnisse.

[1] Probemenge für den Einzelversuch 4 kg.

Tafel 3. Gegenüberstellung der zu bestimmten Lochsieben durch Versuch und Rechnung ermittelten Maschenweiten von Drahtsieben.

Lochdurchmesser des Blechsiebes mm	Durch Versuch gefundene Maschenweite in mm für Sandkiesgemisch	Durch Versuch gefundene Maschenweite in mm für Splittschottergemisch	Mittel mm	Rechnerische Maschenweite in mm für Lochdurchmesser = Maschendiagonale
5	2,9	2,6	3	3,5
8	6,2	5,5	6	5,7
12	9,0	8,6	9	8,5

Zu einer ähnlichen Bestätigung der gefundenen Beziehung gelangt man auch, wenn man aus den Schaulinien Abb. 1 die zu den Lochsieben von 5, 8 und 12 mm Lochdurchmesser entsprechenden Maschenweiten von Maschensieben ermittelt. Einem Lochsieb entspricht dasjenige Maschensieb, das die gleichen Siebdurchgänge aufweist. Sucht man z. B. diejenige Maschenweite, die einem Sieblochdurchmesser von 5 mm entspricht, so greift man auf der Abszissenachse Abb. 1 die Zahl 5 ab, geht senkrecht bis zu den Schnittpunkten der Schaulinien für die Lochsiebung der Sandkies- und Splittschottermischung, geht von diesen beiden Schnittpunkten parallel zur Abszissenachse bis zum Schnitt mit den entsprechenden Schaulinien der Maschensiebungen und findet so eine Maschenweite für die Sandkiessiebung von 2,9, für die Splittschottersiebung von 2,6 mm, im Mittel also eine lichte Maschenweite von 3 mm. Verfährt man entsprechend für die Sieblochweiten von 8 und 12 mm, so erhält man die in Tafel 3 zusammengestellten Werte, im Mittel Maschenweiten von 6 und 9 mm. Die rechnerischen Maschenweiten aus den Diagonalen von 5, 8 und 12 mm hätten Werte von 3,5, 5,7 und 8,5 ergeben, man findet also auch hier die Beziehung bestätigt:

Sieblochdurchmesser = Diagonale der lichten Maschenweite.

Digitized by Google

Versuche zur Bestimmung der Mahlfeinheit von Kohlenstaub.

Von **H. Burchartz**[1].

Die Versuche, die im Auftrag des Reichskohlenrats im Staatlichen Material-Prüfungsamt, Berlin-Dahlem, ausgeführt wurden, hatten den Zweck:

1. die Kornzusammensetzung (Mahlfeinheit) von Kohlenstaub zu bestimmen,
2. Aufschluß über die Beziehungen zwischen Kohlenart und deren Mahlbarkeit zu gewinnen,
3. festzustellen, ob und wieweit die Mahlfeinheit durch Bauart und Beschaffenheit der Mühlen bedingt ist,
4. ein Verfahren zur Bestimmung der Mahlfeinheit von Staubkohle ausfindig zu machen und
5. gegebenenfalls eine Siebnormung aufzustellen.

Hierbei sollten Kohlen verschiedener Art auf Mühlen verschiedener Bauart gemahlen werden, und zwar die gleiche Kohle auf verschiedenen Mühlen und verschiedene Kohlenarten auf derselben Mühle.

Leider war es nicht möglich, den zweiten Teil dieser Versuche durchzuführen; denn an den Stellen, an denen Kohle gemahlen wurde, stand nur eine Kohlensorte zur Verfügung. Infolgedessen soll eine weitere Versuchsreihe durchgeführt werden, wobei jede Kohlenprobe auf mehreren, und zwar immer den gleichen Mühlen vermahlen werden wird.

Der erste Teil des Planes konnte wenigstens insoweit durchgeführt werden, als an einer Stelle dieselbe Kohle auf zwei verschiedenen Mühlen gemahlen wurde.

Das Mahlen der Kohlen und die Entnahme von Kohlenstaubproben sollte in Gegenwart eines Angehörigen des Staatlichen Material-Prüfungsamtes an folgenden Stellen erfolgen:

a) Zeche Prosper I der Rheinischen Stahlwerke, Abt. Arenberg, Bottrop/Essen,

b) Zeche Friedrich-Ernestine (Stinnes-Zeche), Stoppenberg/Essen,

c) Zeche Heinrich, Überruhr,

d) Elektrizitätswerk der Bergischen Elektrizitätsversorgung bei Zeche Adler, Kupferdreh bei Essen,

e) Staatliches Hüttenwerk Halsbrücke in Halsbrücke bei Freiberg/Sa.

Zahlentafel 1. Ort der Probeentnahme, Art der vermahlenen Kohle und Bauart der verwendeten Mühle.

Ort der Probeentnahme	Zeche Prosper I, Rhein. Stahlwerke, Abt. Arenberg Bottrop/Essen	Zeche Friedrich-Ernestine (Stinnes-Zeche) Stoppenberg/Essen	Zeche Heinrich Überruhr	Elektrizitätswerk d. Berg. Elektriz.-Versorgung bei Zeche Adler, Kupferdreh bei Essen	Staatliches Hüttenwerk, Halsbrücke	
Nr.	1	2	3	4	5	6
Art der Kohle	Fettkohle	Fettkohle	Magerkohle	Gemisch aus Durchfallkohle und Flugkoks	Mitteldeutsche Braunkohle	
Art der Mühle	Schnelläufer-Schlagmühle, $n \sim$ 1450 Uml./min, 16 Tage in Betrieb	Dreiwalzen-Ringmühle, $n \sim$ 210 Uml./min, $^1/_2$ Jahr in Betrieb	Schnelläufer-Schlagmühle, $n \sim$ 1450 Uml./min	Rohr- (Kugel-) Mühle, $n \sim 30$ Uml./min. Seit Januar 1921 in Betrieb	Dreiwalzen-Ringmühle, $n \sim$ 210 Uml./min. Seit März 1924 in Betrieb	Roulette-Mühle[2] (stehende Kugelmühle), $n \sim 300$ Uml./min. Seit März 1924 in Betrieb
Zahl der Schlägerstufen	4	—	6	—	—	—
Schläger	1 Stufe mit 6 Vorschlaghämmern, 2 Stufen mit je 3 und 1 mit 6 Schaufelhämmern. Alle beweglich	—	Die beiden ersten Stufen mit je 4 Schlägern beweglich. 3 Stufen mit je 6 Schlägern fest	—	—	—
Kraftaufwand kW	5,5	15 (27 PS einschließlich Transmission und Dampfmaschine	12 PS	26	11[3]	13
Leistung zur Zeit des Betriebes kg/h	600	2000 bis 2500 volle Leistung	350 Nennleistung 400	1500	500	500

[1] Original: Archiv f. Wärmewirtschaft, Bd. 6, S. 9 (1925), Erste Berichtsfolge des Kohlenstaubausschusses des Reichskohlenrates, Januar 1925.

[2] Stehende Welle mit 4 Mitnehmern und 4 Stahlkugeln.

[3] Einschließlich Pendelschieber, Magnetscheider, Becherwerk, Windsichter, Staubfilteranlage mit Klopfvorrichtung und 18 m langer Transportschnecke.

Die Einzelheiten der Probeentnahme durch den Berichterstatter sind aus Zahlentafel 1 ersichtlich. Mit Ausnahme von Probe Nr. 4, die aus dem Silo entnommen wurde, wurden die übrigen unmittelbar aus dem Betriebe gezogen. Der Kohlenstaub wurde in Blechgefäße von etwa 10 l Inhalt gefüllt und verlötet. Die Gefäße wurden

Digitized by Google

verschnürt und mit der Plombe des Material-Prüfungsamtes versehen.

Für die zu den Siebversuchen zu benutzenden Siebe wurden Siebgewebe mit 10000, 4900, 2500 und 900 Maschen auf 1 cm² aus dem Handel bezogen, ihre Drahtstärke und Maschenweite wurden bei hundertfacher linearer mikroskopischer Vergrößerung in zwei zueinander senkrechten Richtungen (A und B) gemessen. Die Ergebnisse sind in Zahlentafel 2 zusammengestellt. Daraus geht hervor, daß die Drahtstärke in beiden Richtungen für alle Gewebe kleiner als die Maschenweite, daß aber ihr Verhältnis zueinander verschieden ist. Dieses Verhältnis beträgt im Mittel für

10000 =	Maschengewebe	0,043 : 0,057	oder	1 : 1,3
4900 =	„	0,053 : 0,091	„	1 : 1,7
2500 =	„	0,073 : 0,128	„	1 : 1,8
900 =	„	0,109 : 0,231	„	1 : 2,1

Bezogen auf den Gesamtmittelwert, berechnet sich die kleinste und größte Abweichung der Einzelwerte vom Mittel für

		Drahtstärke	Maschenweite
das 10000 =	Maschengewebe auf	+5 bis −5%	+37 bis −16%
„ 4900 =	„ „	+8 „ −6%	+16 „ −16%
„ 2500 =	„ „	+4 „ −7%	+11 „ − 7%
„ 900 =	„ „	+4 „ −5%	+12 „ −13%

Berechnet aus Drahtstärke und Maschenweite, ergibt sich als Anzahl Maschen für das

10000 =	Maschengewebe mit	10000,	Abweichung	also	0 %
4900 =	„ „	4802,	„	„	−2,0%
2500 =	„ „	2500,	„	„	0 %
900 =	„ „	880,	„	„	−2,2%

Die Abweichungen vom Sollwert liegen also innerhalb zulässiger Grenzen. Aus den Abb. 1 und 2 ist ersichtlich, daß die Maschen keine quadratische, sondern trapez-

Zahlentafel 2. Ergebnisse der Prüfung der Gewebe auf Drahtstärke und Maschenweite.

Probe	Drahtstärke						Maschenweite					
	Meßrichtung		Mittel	Gesamtmittel	Abweichung vom Mittel		Meßrichtung		Mittel	Gesamtmittel	Abweichung vom Mittel	
	A mm	B mm	mm	mm	%	%	A mm	B mm	mm	mm	%	%
					10000 = Maschengewebe.							
1	0,042	0,041					0,050	0,053				
	0,045	0,042	0,042				0,053	0,053	0,053			
	0,042	0,042					0,055	0,053				
2	0,045	0,043					0,060	0,060				
	0,045	0,043	0,044	0,043	+ 5	— 5	0,052	0,060	0,058	0,057	+ 37	— 16
	0,043	0,043					0,055	0,060				
3	0,045	0,043					0,058	0,058				
	0,045	0,043	0,044				0,058	0,078	0,059			
	0,045	0,043					0,055	0,048				
					4900 = Maschengewebe.							
1	0,053	0,055					0,096	0,088				
	0,054	0,055	0,054				0,091	0,110	0,095			
	0,053	0,053					0,095	0,088				
2	0,055	0,050					0,085	0,090				
	0,057	0,050	0,052	0,053	+ 8	— 6	0,093	0,100	0,093	0,091	+ 16	— 16
	0,050	0,050					0,090	0,098				
3	0,053	0,052					0,080	0,085				
	0,053	0,055	0,053				0,091	0,090	0,086			
	0,053	0,053					0,080	0,093				
					2500 = Maschengewebe.							
1	0,073	0,071					0,120	0,140				
	0,073	0,075	0,074				0,120	0,140	0,129			
	0,075	0,076					0,120	0,132				
2	0,072	0,068					0,120	0,130				
	0,070	0,071	0,070	0,073	+ 4	— 7	0,125	0,135	0,127	0,128	+ 11	— 7
	0,070	0,068					0,122	0,128				
3	0,072	0,072					0,120	0,133				
	0,075	0,075	0,074				0,125	0,142	0,127			
	0,073	0,076					0,120	0,120				
					900 = Maschengewebe.							
1	0,113	0,105					0,240	0,247				
	0,112	0,105	0,108				0,230	0,250	0,239			
	0,115	0,103					0,230	0,240				
2	0,110	0,105					0,235	0,230				
	0,112	0,108	0,109	0,109	+ 4	— 5	0,220	0,260	0,235	0,231	+ 12	— 13
	0,113	0,108					0,215	0,250				
3	0,113	0,108					0,200	0,210				
	0,111	0,108	0,110				0,222	0,225	0,219			
	0,111	0,108					0,220	0,240				

Digitized by Google

förmige Gestalt haben. Aus den Geweben wurden quadratische Siebe von 25 cm lichter Weite mit einem 10 cm hohen Holzrahmen gefertigt.

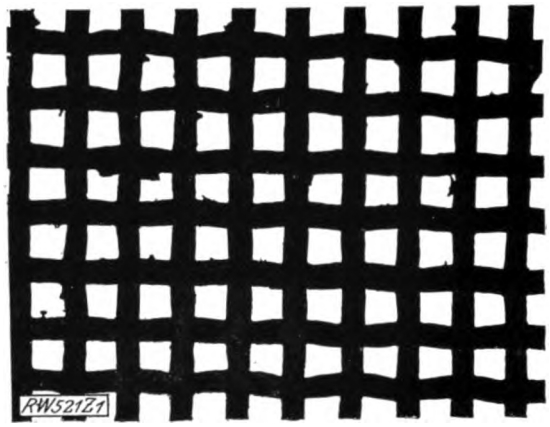


Abb. 1. 10000-Maschengewebe in 75facher Vergrößerung.

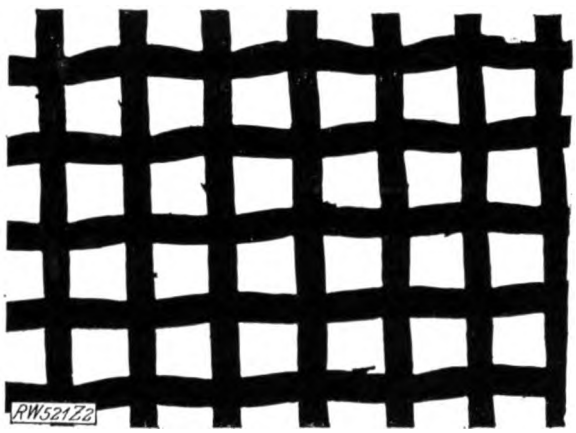


Abb. 2. 4900-Maschengewebe in 75facher Vergrößerung.

Vorversuche.

Die Vorversuche sollten über folgende Fragen Aufschluß geben:

1. Welchen Einfluß hat die Probemenge auf das Ergebnis des Siebversuchs?

2. Wie wird das Siebergebnis beeinflußt, wenn statt wie üblich mit dem feinsten Siebe mit dem gröbsten begonnen wird?

3. Welchen Einfluß hat die Dauer des Siebens auf das Ergebnis?

Zu diesem Zwecke wurden ausgeführt:

1. Siebversuche mit verschiedenen Mengen von Kohlenstaub (10, 25 und 50 g),

2. Siebversuche, bei denen statt mit dem feinsten mit dem gröbsten Siebe begonnen wurde,

3. Bestimmung der Rückstände nach 1, 2, 3, 4 und 5 Min. langem Sieben,

4. ein Siebversuch nach dem Verfahren des amerikanischen Bergbauamts zur Bestimmung des Feinheitsgrades von Staubkohle mit runden Sieben[1].

Dieses Verfahren besteht darin, daß 50 g lufttrockener Kohlenstaub auf das feinste Sieb (Nr. 200) gebracht und das Sieb ohne besondere Kraftanstrengung etwa 150mal in der Minute mit der einen Hand gegen die andere geschlagen wird. Nach je 25 Schlägen wird das Sieb um ungefähr $^1/_6$ einer Umdrehung in gleicher Richtung weitergedreht. Von Zeit zu Zeit wird scharf gegen den Siebrahmen geschlagen (geklopft). Das Sieben wird solange fortgesetzt, bis nicht mehr als 0,1 g in einer Minute durchfallen. Hierauf wird einmal scharf gegen die Siebwandung geschlagen, der auf dem Sieb verbleibende Rest entfernt, das Sieb umgedreht und sorgfältig mit einer Bürste gereinigt. Die dabei anfallenden Kohlenreste werden dem auf dem Siebe verbleibenden Rückstand hinzugezählt. Nach Säuberung des Siebes wird der Rückstand wieder auf das Sieb geschüttet und das Sieben solange fortgesetzt, bis nicht mehr als 0,05 g in einer Minute durchfallen. Ist das erreicht, so ist die Siebung beendet. Der Rückstand wird gewogen und auf den nächst gröberen Sieben (Nr. 140 und 100) abgesiebt, und zwar in derselben Weise wie beim Sieb Nr. 200; nur werden beim Sieb Nr. 100 der Rest und das durchgefallene Gut gewogen. Der Gesamtverlust beim Sieben soll 0,5 g nicht überschreiten. Dieser Verlust soll zu dem Anteil gerechnet werden, der durch das feinste Sieb gefallen ist.

Die Siebe haben kreisrunde Form und sind mit einem 5 cm hohen Blechrand versehen. Der Rand zwischen Gewebe und Rahmen ist mit Lötzinn ausgefüllt oder so angeordnet, daß sich das Siebgut nicht darin verfängt. Das Gewebe besteht aus Messing-, Bronze- oder einem sonst geeigneten Draht und ist glatt und ohne Vorzwängung auf dem Rahmen befestigt. Das Gewebe ist nicht nach Maschenzahl bestimmt, sondern nach abstrakten Nummern, für die bestimmte Maschenweiten und bestimmte Drahtdurchmesser vorgeschrieben sind; für die mittleren und Höchstwerte von Maschenweite und Drahtdurchmesser sind Abweichungen zugelassen.

Für die Versuche nach den amerikanischen Bestimmungen wurden nicht die vorgeschriebenen (runden) Siebe (Nr. 200, 140 und 100), sondern die quadratischen Siebe mit 10000, 4900, 2500 und 900 Maschen auf 1 cm^2 benutzt. Die Vorversuche wurden nur an einer Kohlensorte, nämlich Probe Nr. 1, vorgenommen.

Hierbei und bei den Hauptversuchen wurde das bei der Bestimmung der Mahlfeinheit von Zement übliche Verfahren angewendet. Eine abgewogene Menge Siebgut wurde zunächst auf das feinste Sieb gebracht und solange gesiebt, bis kein merklicher Durchgang mehr stattfand. Das erkannte man daran, daß auf einem weißen Papier, über dem gesiebt wurde, nur noch Spuren des Kohlenstaubes sichtbar wurden. Sodann wurde der Rückstand gewogen, auf das nächst größere Sieb gebracht und der Versuch in der gleichen Weise fortgesetzt. Außer den Rückständen wurde die Menge des Durchgangs festgestellt, damit aus dem etwaigen Unterschied zwischen Rückstand und Durchgang der Siebverlust ermittelt werden konnte. Die Dauer des Siebens auf jedem Siebe wurde vermerkt.

Bei allen Sieben wurde der Siebrahmen 135mal in der Minute mit der einen Hand gegen die Fläche der andern geschlagen. War die Hauptmasse des Siebgutes durchgegangen, so bürstete man die untere Seite des Siebes mit einer ziemlich weichen Stielbürste ab um die etwa verstopften Maschen zu reinigen. Zwischen durch klopfte man gegen den Siebrahmen, um einer

[1] Vgl. diese Zeitschrift Bd. 5, S. 94. 1924.

Digitized by Google

schnelleren Durchgang des Siebgutes zu bewirken. Bürsten und Klopfen fand jedoch nur beim feinsten Siebe statt, und zwar wurde 75 mal geklopft und 4 mal gebürstet. Nach je 5 Schlägen wurde das Sieb um einen rechten Winkel (90°) gedreht.

Zahlentafel 3. Ergebnisse der Siebversuche mit verschiedenen Probemengen.
Mittelwerte aus je zwei Einzelversuchen.

Probemenge	Rückstände auf den Sieben mit 10000 Maschen auf 1 cm²	4900	2500	900	324	Durchgang durch das 10000-Maschensieb	Siebverlust	Gesamtdauer des Durchsiebens
	%	%	%	%	%	%	%	min
10	39,0	26,0	17,0	5,0	1,0	44,0	17,0	28
	(10)[1]	(5)	(5)	(4)	(4)	61,0		
25	40,0	25,2	14,8	4,8	0,8	54,8	5,2	50
	(20)	(10)	(10)	(5)	(5)	60,0		
50	39,2	24,6	15,0	4,8	0,8	53,0	7,8	80
	(30)	(15)	(15)	(15)	(5)	60,8		

Bei den Versuchen über den Einfluß der Siebfolge und der Dauer des Siebens wurde insofern von dem beschriebenen Verfahren abgewichen, als bei den ersteren mit dem gröbsten Siebe begonnen und bei den letzteren das Siebgut auf jedem Sieb erneuert wurde.

Zahlentafel 4. Ergebnisse der Versuche über den Einfluß der Siebfolge.
Mittelwerte aus je zwei Einzelversuchen. — Probemenge 10 g.

Maschen auf 1 qcm	324	900	2500	4900	10000
Rückstand auf dem Sieb %	1	5,0	18,0	26,0	41,0
	(1,0)[2]	(5,0)	(17,0)	(26,0)	(39,0)
Durchgang %	99,0	92,0	69,0	56,0	29,0
Siebverlust %	0	3,0	13,0	18,0	30,0
					(17,0)
Rückstand zwischen je zwei Sieben %	1,0	4,0	13,0	8,0	15,0	59,0

Die Mittelwerte sämtlicher Messungen sind in den Zahlentafeln 3 bis 6, die der Versuche 1 außerdem in Abb. 3 dargestellt. In allen Fällen wurden zwei Parallelversuche ausgeführt. Da die Ergebnisse der Einzelversuche gut übereinstimmten, so daß die Mittelwerte als durchweg zuverlässig angesehen werden können, sind die Einzelwerte nicht angegeben.

[1] Die Zahlen in den Klammern geben die Dauer des Siebens in Minuten an.

[2] Die Zahlen in den Klammern entsprechen den Ergebnissen der normalen Siebfolge.

Ergebnisse der Vorversuche.

Einfluß der Siebmenge (Zahlentafel 3 u. Abb. 3).

a) Der Rückstand auf jedem Sieb ist bei allen Siebgutmengen nahezu gleich. Nur bei der geringsten Menge (10 g) scheint er auf den gröberen Sieben etwas größer als auf den feineren zu sein.

b) Der Siebverlust ist bei 10 g Siebgutmenge größer als bei 25 und 50 g.

c) Die zum Absieben des Siebgutes erforderliche Zeit ist, wie zu erwarten war, um so länger, je größer die Siebmenge ist. Die kleinere Menge beansprucht aber verhältnismäßig mehr Zeit als die größere. Z. B. braucht man für 10 g Kohlenstaub auf dem 10000 Maschensieb 10 Min., für 50 g auf dem gleichen Sieb nur das Dreifache.

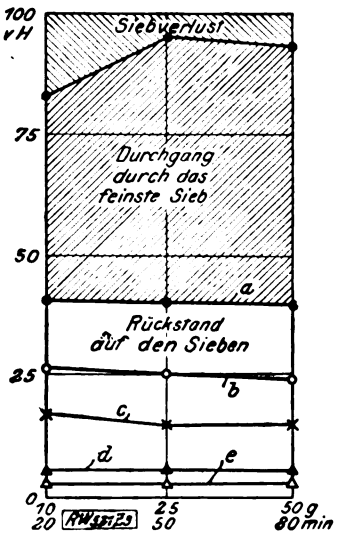


Abb. 3. Siebversuche mit verschiedenen Probemengen.
a Rückstand auf dem 10000 = Maschensieb; *b* Rückstand auf dem 4900 = Maschensieb; *c* Rückstand auf dem 2500 = Maschensieb; *d* Rückstand auf dem 900 = Maschensieb; *e* Rückstand auf den 324 = Maschensieb.

Einfluß der Siebfolge (Zahlentafel 4).

Bei Beginn des Siebversuches mit dem gröbsten Sieb ist der Rückstand auf den einzelnen Sieben nahezu ebenso groß wie beim Sieben in der normalen Siebfolge; doch ist der Siebverlust wesentlich höher.

Einfluß der Dauer des Siebens (Zahlentafel 5).

Erneuert man das Siebgut auf jedem Sieb, so ist bei dem feinsten Sieb nach 2 Min. langem Sieben fast das gesamte Gut, das durch dieses Sieb durchgehen kann, durchgegangen. Bei weiterem Sieben gehen nur noch geringe Mengen durch das Sieb. Nach 4 Min. ist Gleichgewichtzustand erreicht. Bei dem 4900-Maschensieb wird das Gleichgewicht schon fast nach 1 Min. erreicht, ebenso beim 900-Maschensieb.

Dieses Ergebnis kann hinsichtlich der Zeiten nicht verallgemeinert werden, sondern gilt nur für die im vorliegenden Fall angewendete Siebgutmenge von nur 10 g. Bei größeren Siebgutmengen muß man, um zu den gleichen Ergebnissen zu gelangen, entsprechend längere Zeit sieben.

Zahlentafel 5. Versuche über den Einfluß der Siebdauer. Mittelwerte aus je zwei Einzelversuchen.

Siebmenge g	10					10					10				
Maschen auf 1 cm²	10000					4900					900				
Dauer des Siebens min	1	2	3	4	5	1	2	3	4	5	1	2	3	4	5
Rückstand %	74,0	42,0	40,0	39,0	39,0	28,0	26,0	25,0	24,0	24,0	5,0	4,0	4,0	0,0	—
Durchgang %	15,0	22,0	2,0	1,0	0,0	68,0	2,0	1,0	1,0	0,0	95,0	1,0	0,0	—	—
Siebverlust %	11,0	10,0	0,0	—	—	4,0	0,0	—	—	—	0,0	—	—	—	—

Deutsches und amerikanisches Verfahren (Zahlentafel 6).

Beide Verfahren führen zu gleichem Ergebnis, wie bei Anwendung gleicher Siebgutmengen zu erwarten war.

Digitized by Google

Zahlentafel 6.
Deutsches und amerikanisches Siebverfahren.
Mittelwerte aus je zwei Einzelversuchen. — Probemenge 50 g.

Maschen auf 1 cm²		10000	4900	900
Deutsches Verfahren	Rückstand %	39,2	24,6	4,8
	Durchgang %	53,0	14,6	19,8
	Siebverlust %	7,8	0,0	0,0
Amerikanisches Verfahren	Rückstand %	37,4	24,2	4,2
	Durchgang %	57,4	13,2	20,0
	Siebverlust %	5,2	0,0	0,0

Zusammenfassung der Vorversuche.

1. Die Siebgutmenge ist ohne wesentlichen Einfluß auf das Ergebnis des Siebversuches, soweit nur die Rückstände auf den Sieben in Betracht gezogen werden. Dennoch ist zugunsten der Zuverlässigkeit des Versuchsergebnisses von der Anwendung zu kleiner Siebgutmengen abzusehen.

2. Der Siebversuch, bei dem mit dem gröbsten Siebe begonnen wird, ist wegen des großen Siebverlustes als nicht genügend zuverlässig zu verwerfen.

3. Die Zeitdauer hat jedenfalls Einfluß auf das Siebergebnis. Man darf jedoch das Sieben nicht über eine gewisse Zeit ausdehnen, weil durch Abnutzung des Kornes Materialverluste entstehen können und die beobachtete Gewichtsverminderung des Rückstandes nicht die Folge von weiterem Durchgang, sondern der Abnutzung sein kann.

Daß auch bei Kohlenstaub durch Reibung der Materialkörner gegeneinander oder gegen das Siebgewebe eine Art Nachfeinung des Siebgutes entstehen kann, die den Versuchstoff feiner erscheinen läßt, als er wirklich ist, steht wohl außer Zweifel. Der Vorgang tritt wahrscheinlich vorwiegend bei den feinsten Sieben ein, weil das Sieben hier am längsten dauert. Hiersurch wird ein ungewollter Materialverlust erzeugt und ein Versuchsfehler in das Verfahren eingeführt, dessen Größe man nur dadurch einschränken kann, daß man das Sieben auf den Einzelsieben nicht zu lange fortsetzt.

Hauptversuche.

Diese Versuche betrafen die Mahlfeinheit von Kohlenstaub, der aus verschiedenen Arten Kohle auf Mühlen verschiedener Bauart gemahlen war; sie sollten auf Grund der Ergebnisse ein Urteil über die Mahlbarkeit der Kohlen gewinnen und feststellen lassen, wieweit die Mahlfeinheit durch die Bauart der Mühlen beeinflußt wird. Zu diesem Zwecke wurde Kohlenstaub von den entnommenen Proben aus zwei Fett- und zwei Magerkohlen sowie aus einer Braunkohle auf Sieben mit 10000, 4900, 2500 und 900 Maschen auf 1 qcm nach dem oben beschriebenen Verfahren abgesiebt.

Die Siebgutmenge betrug immer 50 g. Die Mittelwerte der Siebversuche sind nebst der zum Sieben benötigten Zeit in Zahlentafel 7 zusammengestellt; ferner sind in Abb. 4 die Rückstände auf den Sieben und in Abb. 5 der Siebverlust auf dem feinsten Sieb, der Durchgang durch das feinste Sieb, der Rückstand zwischen den einzelnen Sieben und der Rückstand auf dem gröbsten Sieb dargestellt.

Aus den Ergebnissen der Versuche ist folgendes zu ersehen:

Zahlentafel 7. Ergebnisse der Prüfung sämtlicher Kohlenstaubproben auf Mahlfeinheit.
Mittelwerte aus je zwei Einzelversuchen. — Probemenge 50 g. — Die fetten Zahlen sind die Rückstände zwischen je zwei Sieben.

Kohlenstaubprobe	Art der Kohle	Bauart der Mühle	Siebverlust	Durchgang durch das feinste Sieb	Rückstand auf den Sieben mit Maschen auf 1 cm²					Rückstand auf dem gröbsten Sieb
					10000 (1)	5000 (2)	3500 (3)	900 (4)	324 (5)	
			%	%	%	%	%	%	%	%
1	Fettkohle	Schnelläufer-Schlagmühle	7,8	53,0	39,2	24,6	15,0	4,8	0,8	
			60,8		14,6	9,6	10,2	4,0		0,8
2	Fettkohle	Dreiwalzen-Ringmühle	10,4	70,4	19,2	3,6	0,6	0,0	—	
			80,8		15,6	3,0	0,6	0,0		0,0
3	Magerkohle	Schnelläufer-Schlagmühle	4,6	36,6	58,8	42,2	29,4	9,6	2,2	
			41,2		16,6	12,8	19,8	7,4		2,2
4	Gemisch aus Durchfallkohle und Flugkoks	Rohr- (Kugel-) mühle	4,6	57,0	38,4	22,8	12,4	2,2	0,4	
			61,6		15,6	10,4	10,2	1,8		0,4
5	Braunkohle	Dreiwalzen-Ringmühle	5,2	60,0	34,2	16,4	6,4	0,6	0,2	
			65,8		17,8	10,0	5,8	0,4		0,2
6	Braunkohle	Roulette-Mühle	7,2	65,8	27,0	16,6	9,4	1,2	0,2	
			73,0		10,4	7,2	8,2	1,0		0,2

Probe	Siebzeit in Minuten							Gesamt-Siebzeit min.
1	—	—	30	15	15	15	5	80
2	—	—	45	15	15	—	—	75
3	—	—	30	30	30	15	10	115
4	—	—	30	30	20	10	5	95
5	—	—	45	25	10	5	2	147
6	—	—	45	25	20	10	3	163

Digitized by Google

1. Die höchste Mahlfeinheit hat Probe 2, gemahlen aus einer Fettkohle auf einer Dreiwalzen-Ringmühle, dann folgen mit abnehmender Mahlfeinheit:

Probe 6, Braunkohle, gemahlen auf einer Roulettemühle,
„ 5, Braunkohle, gemahlen auf einer Dreiwalzen-Ringmühle,
„ 4, Gemisch von Flugkoks und Durchfallkohle, gemahlen auf einer Rohrmühle,
„ 1, Fettkohle, gemahlen auf einer Schnelläufer-Schlagmühle,
„ 3, Magerkohle, gemahlen auf einer Schnelläufer-Schlagmühle.

2. Von den Proben 1 und 2, die beide aus Fettkohle, wenn auch nicht von gleicher Herkunft, gewonnen sind, ist Probe 2, und von den Proben 5 und 6, die aus der gleichen Braunkohle stammen, ist Probe 6 am feinsten gemahlen. Im ersten Falle wurde die feinere Mahlung auf einer Dreiwalzen-Ringmühle, im zweiten Falle auf einer Roulettemühle erzielt.

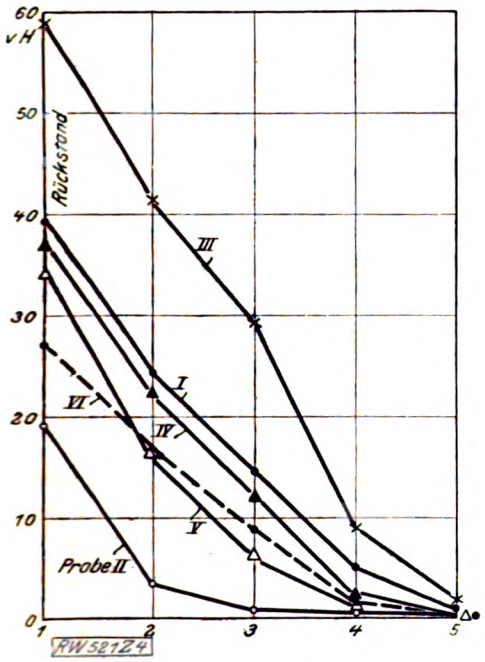


Abb. 4. Rückstand auf den Sieben.

Sieb	1	2	3	4	5
Maschen auf 1 cm²	10000	4900	2500	900	324

Mahlergebnisse der verschiedenen Mühlen angesehen werden. Daß aber die Mahlfeinheit von der Bauart der Mühlen in hohem Maß abhängt, scheint sicher[1]. Allerdings muß man dabei nicht die Mühle allein, sondern auch die Wirkung etwa mit der Mühle verbundener Windsichter berücksichtigen.

Welche Kohlenart sich am leichtesten mahlen läßt, kann man nach den vorliegenden Versuchsergebnissen nicht einwandfrei sagen. Die meiste Siebarbeit oder die längste Siebdauer beansprucht Kohlenstaub aus der Braunkohle. Bei den übrigen Kohlenarten scheinen keine wesentlichen Unterschiede in der Siebbarkeit zu bestehen.

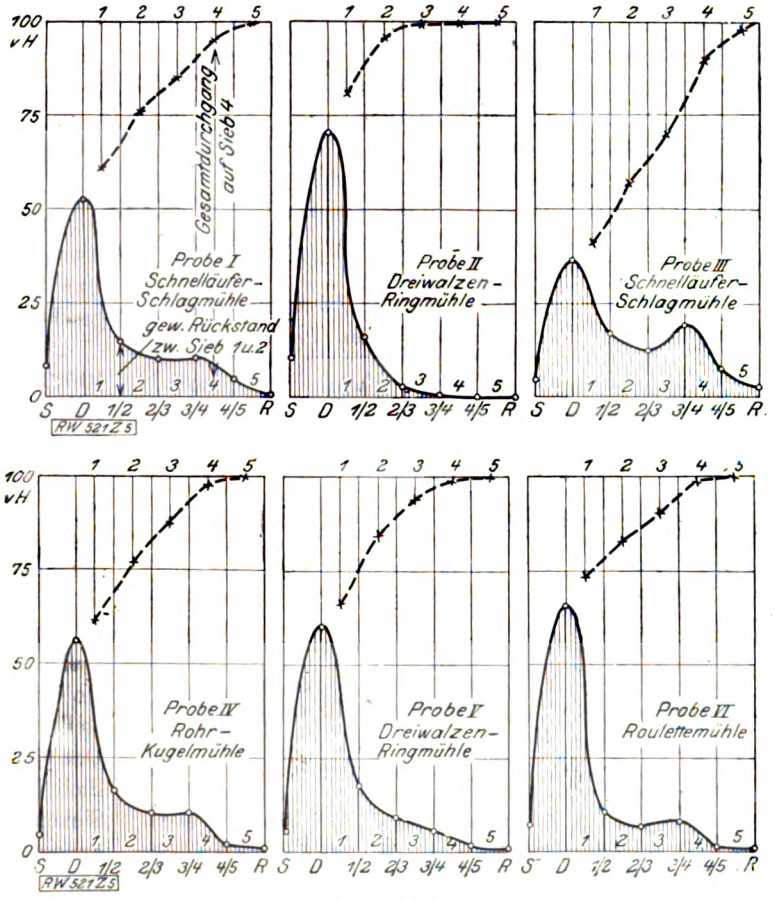


Abb. 5. Ergebnisse der Hauptversuche.
S Siebverlust; *D* Durchgang durch das feinste Sieb; *R* Rückstand auf dem gröbsten Sieb.
1/2 Rückstand zwischen Sieb 1 u. 2; 2/3 Rückstand zwischen Sieb 2 und 3;
3/4 „ „ „ 3 „ 4; 4/5 „ „ „ 4 „ 5.
——— gewogene Rückstände; — — — — Gesamtdurchgang.

Leider lassen sich hinsichtlich der Mahlbarkeit der verschiedenen Kohlenarten keine Schlüsse ziehen, da verschiedene Kohlenarten nicht auf derselben Mühle gemahlen wurden.

3. Die längste Siebdauer beanspruchten die Proben 5 und 6 (aus Braunkohle) mit 147 und 163 Min. Bei den übrigen Proben schwankte die Siebdauer zwischen 75 und 115 Min. Die kürzeste Zeit beanspruchte Probe 2, die allerdings auch am feinsten gemahlen war. Indessen fiel auf, daß diese Probe zum Absieben auf dem feinsten Siebe verhältnismäßig lange Zeit forderte.

Da über den Betriebszustand (Verschleiß usw.) der verschiedenen Mühlen keine genauen Feststellungen gemacht werden konnten, so dürfen die mitgeteilten Ergebnisse nicht ohne weiteres als kennzeichnend für die

Da die Vorversuche den Einfluß der Dauer des Siebens nicht ausreichend geklärt hatten, weil die Siebgutmenge nur 10 g betragen und sich die Prüfung nur auf eine Kohlenstaubprobe beschränkt hatte, wurde am 15. September 1924 in der Sitzung des Kohlenstaubausschusses beschlossen, weitere Versuche mit zunehmender Zeitdauer und größerer Siebgutmenge auszuführen und die Versuche auf eine größere Anzahl Proben auszudehnen. Diese Versuche wurden ebenfalls im Staatlichen Material-

[1] Anm. bei der Herausgabe des Sonderheftes VII: Vgl. hierzu: Rosin und Rammler, Feinheit und Struktur des Kohlenstaubes unter dem Einfluß von Mühlen- und Kohlenart. Fünfte Berichtsfolge des Kohlenstaubausschusses des Reichskohlenrates [Auszug: Z. V. d. I. 71, S. 1 (1927), Zement Bd. 16, S. 871 (1927)].

Digitized by Google

prüfungsamt, Berlin-Dahlem, ausgeführt. Die Kohlenstaubproben dafür wurden so ausgewählt, daß sie sich im Grad der Mahlfeinheit besonders unterschieden, nämlich Proben 1, 2, 3 und 6. Die Siebgutmenge betrug 25 g[1].

Als Siebzeiten wurden gewählt

für das 10000-Maschensieb 5, 10, 15 und 20 Min.,
„ „ 4900-Maschensieb 5, 10 und 15 Min.,
„ „ 2500-Maschensieb 5 und 10 Min.

Die Ergebnisse sind in Zahlentafel 8 und Abb. 6 wiedergegeben. Sie lassen erkennen, daß schon nach 5 Min. die weitaus größte Menge des Siebgutes, und zwar auf allen Sieben durchgegangen ist. Nur bei der Probe 2, die besonders fein gemahlen war, trat nach 10 Min. noch ein merklicher Durchgang (5,4%) ein. Bei den übrigen schwankte der Durchgang durch das 10000-Maschensieb nach 10 Min. nur zwischen 0,8 und 2,6%, bei dem 4900-Maschensieb zwischen 0,8 und 1,6% und bei dem 2500-Maschensieb zwischen 0 und 0,8%. Danach würde bei Anwendung einer Siebgutmenge von 25 g für das 10000- und 4900-Maschensieb eine Siebdauer von 10 Min. ausreichen, um zu einem genügend zuverlässigen Siebergebnis zu gelangen. Bei den Sieben mit 2500 und 900 Maschen auf 1 cm² würde sogar eine Siebdauer von 5 Min. ausreichen.

Zahlentafel 8. Einfluß der Dauer des Siebens[2].
Mittelwerte aus je zwei Einzelversuchen. Probemenge 25 g.

Maschen auf 1 cm²	10000				4900			2500	
	Rückstand nach								
Kohlenstaubprobe	5	10	15	20	5	10	15	5	10
	Minuten								
	%	%	%	%	%	%	%	%	%
1	42,4	40,0	38,8	38,4	26,4	25,2	24,8	16,0	15,2
	(57,6)	(2,4)	(1,2)	(0,4)	(73,6)	(1,2)	(0,4)	(84,0)	(0,8)
2	27,2	21,8	21,6	20,0	3,6	2,8	2,4	0,8	0,8
	(72,8)	(5,4)	(0,2)	(1,6)	(96,4)	(0,8)	(0,4)	(99,2)	(0,0)
3	56,5	54,0	50,2	46,4	43,6	42,0	40,8	30,0	28,4
	(43,5)	(2,5)	(3,8)	(3,8)	(56,4)	(1,6)	(1,2)	(70,0)	(1,6)
6	34,0	33,2	32,4	30,0	20,4	19,2	18,6	10,4	9,6
	(66,0)	(0,8)	(0,8)	(2,4)	(79,6)	(1,2)	(0,6)	(89,6)	(0,8)

[1] Von größerer Siebgutmenge, z. B. 50 g, die bei Zementprüfungen üblich und auch nach dem amerikanischen Verfahren vorgeschrieben ist, wurde abgesehen, weil der Versuch zu zeitraubend gewesen wäre.

[2] Die Zahlen in Klammern bedeuten den Durchgang durch die Siebe.

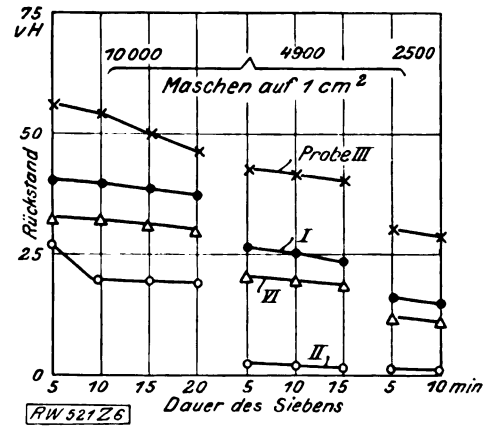


Abb. 6. Einfluß der Dauer des Siebens.

Nach den vorliegenden Versuchsergebnissen könnte etwa folgendes Verfahren für die einheitliche Prüfung von Kohlenstaub auf Mahlfeinheit vorgeschlagen werden:

25 g Kohlenstaub werden auf das feinste Sieb (mit 10000 Maschen auf 1 cm²) gebracht und 10 Min. lang gesiebt, wobei das Sieb 125 mal in 1 Min. mit der einen Hand gegen die andere geschlagen wird. Nach je 25 Schlägen wird das Sieb in wagerechter Lage um einen rechten Winkel (90°) gedreht und mit der Hand dreimal kräftig gegen den Siebrahmen geklopft. Nach 3, 5 und 8 Min. wird die untere Fläche des Siebes mit einer weichen Stielbürste abgebürstet. Nach dem letzten Anklopfen wird der Rückstand auf dem Sieb unter Aufstoßen des geneigt gehaltenen Siebes auf eine feste Unterlage in eine Ecke des Siebes gebracht und zur Feststellung des Gewichtes in eine Porzellanschale geschüttet. Der Rückstand wird gewogen und auf das nächst gröbere Sieb (mit 4900 Maschen auf 1 cm²) gebracht und das Sieben in gleicher Weise, wie eben beschrieben, fortgesetzt. Der gleiche Vorgang wiederholt sich auf dem 2500- und 900-Maschensieb. Auf letzteren wird nur 5 Min. lang gesiebt. Bürsten und Klopfen findet hierbei nicht statt.

Ein Windsichtverfahren zur Bestimmung der Kornzusammensetzung staubförmiger Stoffe[1].

Von **H. W. Gonell**[2].

Die gebräuchlichsten Verfahren und die Grenzen ihrer Anwendbarkeit: Siebung, optisches Verfahren, Schlämmung und Absetzverfahren (Sedimentation), Windsichtung. — Beschreibung eines neuen Windsichters. — Versuchsergebnisse mit Zementmehl, Kohlenstaub und Wolframpulver. — Anwendungsgebiete.

Die Bestimmung der Kornzusammensetzung natürlicher und künstlicher staubförmiger Stoffe[3] erlangt

[1] Prof. H. Burchartz bin ich für sein reges Interesse und die Förderung der Arbeit zu besonderem Dank verpflichtet. Der Verein deutscher Ingenieure ermöglichte die Durchführung der Arbeit durch Bewilligung der Mittel zur Anschaffung der notwendigen Apparate, wofür auch an dieser Stelle gedankt sei.

[2] Original: Z. V. d. I. Bd. 72, Nr. 27, S. 945—50 (1928).

[3] Vielfach wird für staubförmige Erzeugnisse der Technik die Bezeichnung „Staub" angewandt. Mit dem Begriff Staub ist jedoch nach allgemeinem Sprachgebrauch der Begriff des Lästigen, Schädlichen unmittelbar verbunden. Es sollten daher nur die durch Naturgewalten, gewerbliche Tätigkeit, Straßenverkehr oder auf andere Weise als Abfall entstehenden staubförmigen Stoffe als „Staub" bezeichnet werden (natürlicher Staub, Gewerbestaub, Straßenstaub vgl. Meldau: Der Industriestaub. Berlin 1926). Zweckbewußt erzeugte staubförmige Stoffe sind dagegen zum Unterschied von dem lästigen Zufallsprodukt „Staub" ihrer Herstellung entsprechend zu bezeichnen, also durch Vermahlung gewonnene als „Mehle", durch Zerstäubung, auf chemischem Wege oder auf andere Weise erzeugte als „Pulver". Für ein

Digitized by Google

eine ständig steigende Bedeutung. Die Bewertung von Zement, Kohlenstaub, Ton, Farbstoffen, Metallpulver, Füllstoffen für Kautschuk usw. ist wesentlich durch die Kornfeinheit bedingt. Anderseits ist die Bestimmung der Kornfeinheit auch die Grundlage zur Beurteilung des Wirkungsgrades von Mahlanlagen.

Im folgenden sollen die verschiedenen bisher angewandten Verfahren zur Bestimmung der Kornzusammensetzung kurz gekennzeichnet werden. Im Anschluß daran wird ein neues Verfahren beschrieben[1].

Gebräuchliche Verfahren.

Siebung.

Das nächstliegende Verfahren zur Ermittlung der Kornzusammensetzung eines pulverförmigen Stoffes ist das Sieben auf einem Sieb bekannter Maschenweite. Man zerlegt so einen Staub in zwei Anteile, über deren Kornzusammensetzung allerdings durch das Sieben noch nichts bekannt ist. Hierzu sind weitere Siebungen auf Sieben anderer Maschenweite erforderlich[2]. Einen anschaulichen Überblick über das Ergebnis einer Siebanalyse erhält man, wenn man die Gesamtrückstände auf den Sieben in Prozenten in Abhängigkeit von der Maschenweite aufträgt[3]. Unter Gesamtrückstand ist dabei die Menge des Siebgutes verstanden, die zurückbleibt, wenn man das Mehl nur auf diesem Siebe siebt. Die so erhaltenen Linien sind kennzeichnend für die Mahlfeinheit des Staubes („Kennlinien").

Mehle, die ohne Rückstand durch das 10000-Maschensieb hindurchgehen, können durch Siebanalyse überhaupt nicht miteinander verglichen werden. Auch bei Mehlen mit sehr hohem Durchgang durch 10000 Maschen ist die Bewertung der Feinheit nach der Siebanalyse unzuverlässig. Es sind zwar neuerdings noch Siebe mit 12000 und 16000 Maschen cm² hergestellt worden (54,5 und 47,5 μ Maschenweite). Die deutschen Normen sehen indessen nur Siebe bis zu 10000 Maschen (60 μ Maschenweite) vor. Schon für diese Siebe müssen die höchsten Anforderungen an die Genauigkeit der Herstellung gestellt werden. Da ferner von den Normen zugelassen ist, daß 6% aller Maschen 5% mittlere Abweichung vom normenmäßigen Maß aufweisen, wobei Höchstabweichungen von 30% vorkommen dürfen, so erscheint es zwecklos, Siebe mit so nahe aneinanderliegenden Maschenweiten zu verwenden, wie z. B. das 12000- und das 10000-Maschensieb. Hinzu kommt, daß die Siebzeit, wie Förderreuther[1] berechnet hat, mit zunehmender Siebfeinheit außerordentlich stark ansteigt; sie würde z. B. bei Handsiebung mit dem 15000-Maschensieb 67 bis 115 Min. betragen. Auch ist anzunehmen, daß die lange Siebzeit einen erhöhten Abrieb bewirkt. Die Schwierigkeiten, die schon beim 10000-Maschensieb auftreten, wie Verstopfung der Maschen, Neigung zu Klumpenbildung usw., würden bei feineren Geweben noch um ein Vielfaches steigen.

Für die Bestimmung der Kornzusammensetzung feinster Mehle müssen somit andre Verfahren herangezogen werden, und zwar werden optische Verfahren, Schlämmverfahren, Absetzverfahren (Sedimentation) und Windsichtung angewendet.

Optisches Verfahren.

Die Bestimmung der Kornzusammensetzung durch Auszählung unter dem Mikroskop[2] ist stets sehr unsicher, da man jeweils nur eine sehr geringe Menge untersuchen kann. Zur Erzielung einigermaßen zuverlässiger Ergebnisse ist jedenfalls eine große Anzahl von Parallelversuchen erforderlich, was außerordentlich zeitraubend und ermüdend ist.

Schlämmung und Absetzverfahren (Sedimentation).

Die Verfahren der Schlämmung und des Absetzens[3] können insofern gemeinsam behandelt werden, als sie beide auf der Fallgeschwindigkeit der Teilchen in einer Flüssigkeit beruhen. Nach Stokes[4] gilt für die Bewegung kleiner kugelförmiger Teilchen in einem flüssigen oder gasförmigen Stoff unter dem Einfluß der Schwerkraft die Formel

$$v = \frac{2}{9}\,\varrho^2\,\frac{s_1 - s_2}{\eta}\,g,$$

worin ϱ der Halbmesser der Teilchen, s_1 das spezifische Gewicht der Teilchen, s_2 das spezifische Gewicht des Gases oder der Flüssigkeit, η der Reibungswiderstand und g die Erdbeschleunigung ist. Die Grenzen der Korngrößen, für die das Gesetz noch Gültigkeit hat, werden

technisches Mehl, den Kohlenstaub, hat sich allerdings die Bezeichnung „Staub" so eingebürgert, daß auch in der vorliegenden Arbeit die Bezeichnung Kohlenstaub beibehalten wurde, um nicht anderen Stellen vorzugreifen. Das Kohlensyndikat verwendet neuerdings die Bezeichnung „Brennmehl".

[1] Infolge Raummangels bin ich gezwungen, die geschichtliche Einleitung auf ein Mindestmaß zu beschränken und nur die wichtigste Literatur anzuführen. Aus dem gleichen Grunde kann ich im zweiten Teil nur eine Auswahl der zahlreichen Versuchsergebnisse geben. Eine vollständige Zusammenstellung der Versuchsergebnisse soll an anderer Stelle veröffentlicht werden. Anm. bei der Korrektur der „Mitteilungen": Inzwischen erschienen in Zement Bd. 17, Nr. 50—52 (1928).

[2] Vgl. H. Burchartz: Siebversuche. Erste Berichtfolge des Kohlenstaubausschusses des Reichskohlenrates und Arch. Wärmewirtsch. Bd. 6, S. 9. 1925. Diese Mitteilungen S. 108.

[3] Rosin-Rammler: Feinheit und Struktur des Kohlenstaubes unter dem Einfluß von Mühlen- und Kohlenart. 5. Berichtfolge des Kohlenstaubausschusses des Reichskohlenrates, Z. d. V. D. I. Bd. 71, S. 1. 1927 und „Zement" Bd. 16, S. 871. 1927.

[1] 8. Berichtfolge des Kohlenstaubausschusses des Reichskohlenrates, Berlin, Februar 1927, und Arch. Wärmewirtsch. Bd. 8, S. 51. 1927.

[2] A. Guttmann: Über die Kornfeinheit der Zemente, besonders der Eisenportlandzemente, „Zement" Bd. 15, S. 185. 1920; K. Agte, H. Schönborn, K. Schröter: Über die stimmung der Korngrößen von Wolframpulver, Z. techn. Phys. Bd. 6, S. 293. 1925; Perrott und Kinney: J. Am. Cer. Soc. Bd. 6, S. 417. 1923.

[3] R. Lorenz: Methoden zur Bestimmung der Korngröße von Füllstoffen. Papierfabrikant Bd. 23, S. 753. 1925; Bd. 24, S. 37, 74, 91. 1926; F. Evers: Schlämmanalyse von Füllstoffen, „Kautschuk" Bd. 3, S. 70. 1927; E. P. Bauer: Die Methoden zur Bestimmung der Korngrößen von Kaolinen und Tonen, Ber. d. D. Keram. Ges. Bd. 5, S. 129. 1924; H. Harkort: Die Schlämmanalyse mit dem verbesserten Schulzeschen Schlämmapparat, ebenda Bd. 8, S. 6. 1927.

[4] Stokes: Math. and Phys. Papers Bd. 3, S. 1. 1901.

Digitized by Google

verschieden angegeben. Man kann annehmen, daß es für Teilchen vom Halbmesser 1 bis 100 μ zutrifft und demnach jedenfalls in dem nicht siebbaren Größenbereich unterhalb 60 μ bis zu einer gewissen unteren Grenze noch zuverlässig ist[1]. Allerdings gilt die Stokessche Formel, genau genommen, nur für kugelförmige Teilchen. Trotzdem ist die Formel in allen Fällen verwendbar, in denen sich die Teilchen der Kugelform einigermaßen nähern. Sind die Teilchen z. B. blattförmig, wie Metallstaub aus Pochwerken und Glimmer, oder faserig, wie bei Holzmehl, so ist eine Berechnung der Fallgeschwindigkeit nach der Stokesschen Formel nicht angängig. Man bezeichnet zweckmäßig den zu einer bestimmten Fallgeschwindigkeit errechneten Halbmesser als „Äquivalenthalbmesser", um auszudrücken, daß es sich nicht um den wahren, sondern um einen theoretischen Halbmesser handelt, den ein kugelförmiges Teilchen von gleicher Dichte und gleicher Fallgeschwindigkeit haben würde.

Man kann nun die Teilchen verschiedener Größe einmal dadurch trennen, daß man das Mehl in einem senkrecht aufsteigenden Flüssigkeitsstrom aufschlämmt, der die Teilchen mit sich führt, deren Fallgeschwindigkeit kleiner als die Strömungsgeschwindigkeit der Flüssigkeit ist. Diese sogenannten Schlämmverfahren sind in der Keramik seit langem gebräuchlich. Wegen der großen erforderlichen Flüssigkeitsmengen kommt hierfür praktisch nur Leitungswasser als Flüssigkeit in Frage, weshalb Schlämmverfahren für Stoffe, die gegen Wasser empfindlich sind, überhaupt nicht anwendbar sind (z. B. für Zement). Die Verwendung von Leitungswasser bringt aber insofern Ungenauigkeiten mit sich, als sein unvermeidlicher Elektrolytgehalt leicht eine gewisse Flockenbildung hervorruft. Endlich ist das Eindampfen nach dem Schlämmen sehr umständlich.

Diese Nachteile werden vermieden bei den Sedimentationsverfahren, die mit einer begrenzten Flüssigkeitsmenge arbeiten. Bei diesen wird die Suspension in ein zylindrisches Gefäß gefüllt. In gewissen Zeitabständen wird die Menge der ausgefallenen Körner, deren Größe aus der Höhe der Flüssigkeitssäule und der Fallgeschwindigkeit (Stokessche Formel) berechenbar ist, bestimmt[2].

Indessen haftet allen diesen Verfahren ein unvermeidlicher Fehler an, insofern als die Fallhöhen der Teilchen verschieden sind und infolgedessen kleine Teilchen aus geringen Höhen sich ebenso schnell absetzen wie größere Teilchen aus größeren Höhen. Z. B. langt ein Teilchen vom Halbmesser ϱ aus der Höhe h zur gleichen Zeit am Boden an, wie ein Teilchen vom Halbmesser $\varrho/4$ aus der Höhe $h/2$.

[1] G. Martin: Über die Theorie der Feinmahlung, Transactions of the Ceramic Soc. Bd. 26, S. 21. 1926/27; R. Meldau: Der Industriestaub, S. 55. Weitere Literatur vgl. Handbuch der physikalischen und technischen Mechanik, herausgeg. von Auerbach und Hort, Bd. V, S. 266 u. f. Leipzig 1927.

[2] Vgl. auch H. Vierheller: Die Schlämmaufbereitung von Elektrokorund, „Sprechsaal" Bd. 59, S. 113 u. 128. 1926 (Qualitative Trennung verschiedener Korundkörnungen.) Guttmann: Über die Kornfeinheit der Zemente, besonders der Eisenportlandzemente, „Zement" Bd. 15, S. 185. 1926.

Anders ist es bei den Absetzverfahren, bei denen die Kornzusammensetzung rechnerisch ermittelt wird. Das erste Verfahren dieser Art wurde von Sven Odén[1] ausgearbeitet, der in die Suspension eine Wagschale hängte und die sich auf der Schale sammelnden Teilchen wog. Die Gewichtzunahme in Abhängigkeit von der Zeit läßt auf die Kornzusammensetzung schließen. Bei andern Absetzverfahren[2] wird die Kornzusammensetzung aus der Abnahme der Dichte der Suspension während des Absetzens berechnet.

Alle Absetzverfahren haben vor dem Schlämmverfahren den Vorteil, daß sie nicht mit großen strömenden Flüssigkeitsmengen, sondern mit einer geringen Menge arbeiten. Infolgedessen kann man hier auch mit jedem Suspensionsmittel arbeiten. Verwendet man Wasser zu den Versuchen, so ist es möglich, den störenden Elektrolytgehalt durch Zugabe von Ammoniak unschädlich zu machen. Dagegen ist eine zahlenmäßige Trennung der einzelnen Kornfraktionen nicht möglich.

Stoffe, die gegen Wasser empfindlich sind, können demnach nur mittels der Sedimentationsverfahren untersucht werden. Außerdem spielen bei Verwendung flüssiger Stoffe stets okkludierte und anhängende Luftblasen eine große Rolle. Für viele Stoffe ist die Untersuchung in Flüssigkeiten überhaupt ungeeignet, z. B. für Kohlenstaub. Kohlenstaub enthält stets eine Menge Luft und hat einen gewissen Wassergehalt, der bei den Schwierigkeiten, die erfahrungsgemäß bei der Trocknung von Kohlenstaub auftreten[3], nach der Sedimentation kaum wieder erreicht werden kann.

Windsichtung.

Alle die genannten Übelstände vermeidet man bei der Windsichtung, d. h. wenn man statt einer Flüssigkeit ein gasförmiges Mittel (Luft) verwendet. Während bei den Schlämm- und Sedimentationsverfahren für zuverlässige Versuche eine gleichbleibende Temperatur von großer Wichtigkeit ist, genügt es bei der Windsichtung, wenn die Versuche stets im Bereich der normalen Zimmertemperatur ausgeführt werden. Da der Reibungswiderstand der Gase etwa 100mal kleiner als der des Wassers ist, so sind die durch Temperaturschwankungen bedingten Änderungen bei der Berechnung der Fallgeschwindigkeit entsprechend geringer. Ebenso sind die durch Temperaturschwankungen verursachten Dichteänderungen bei Gasen unerheblich. Diese geringe Temperaturabhängigkeit der Windsichtverfahren ist insofern von besonderer Bedeutung, da es in kleineren Laboratorien und im Betriebe meist praktisch unmöglich ist, einen während der langen Dauer der Schlämm- und Absetzversuche hinreichend gleichmäßig warmen Raum bereitzustellen.

[1] Koll.-Z. Bd. 18, S. 45. 1916; Bd. 26, S. 100. 1920.

[2] G. Wiegner: Landw. Versuchsstat. Bd. 91, S. 41. 1918; Wo. Ostwald und F. V. v. Hahn: Koll.-Z. Bd. 30, S. 62. 1922; H. Gessner: Mitt. a. d. Gebiet der Lebensmitteluntersuchung u. Hygiene (Bern) Bd. 13, S. 238. 1922; Compt. rend. (Prag) Bd. 182, S. 57. 1924; Koll.-Z. Bd. 38, S. 115. 1926; H. G. Schurecht: J. Am. Ceram. Soc. Bd. 4, S. 812. 1921; Kühl und Tokune: „Zement" Bd. 17, S. 256 u. 299. 1928.

[3] Vgl. H. Brecht: 10. Berichtsfolge des Kohlenstaubausschusses des Reichskohlenrates.

Digitized by Google

Alle Windsichtverfahren mit Luft als Suspensionsmittel beruhen auf den gleichen Grundlagen wie die Schlämmverfahren. Die technischen Windsichter sollen hier außer Betracht bleiben, da sie für zahlenmäßige Laboratoriumsversuche nicht brauchbar sind.

Gary und Lindner[1] benutzten einen Apparat, der in einem Arbeitsgange gleichzeitig vier Fraktionen liefern soll. Neuerdings von mir mit dem Apparat ausgeführte Versuche unter mikroskopischer Kontrolle der ausgeblasenen Fraktionen ergaben jedoch, daß eine auch nur annähernd zahlenmäßige Trennung der verschiedenen Korngrößen nicht möglich ist[2]. Ein von F. G. Zchakke angegebener Windsichter scheint nur für qualitative Zwecke geeignet[3].

In einem andern von Pearson und Sligh gebauten Apparat[4] zur Bestimmung der Kornzusammensetzung von Zementen mittels eines senkrecht aufsteigenden Luftstromes werden drei Fraktionen von 0 bis 25, 25 bis 50 und 50 bis 75 μ ausgeschieden. Versuche, die ich im Materialprüfungsamt mit einem nach Angaben von Pearson und Sligh gebauten Apparat an Mehlen ausführte, lieferten aber keine befriedigenden Ergebnisse[5]. Niedrige Strömgeschwindigkeiten, wie sie zum Abscheiden feinerer Fraktionen oder zum Sichten spezifisch leichterer Stoffe gebraucht werden, bewirkten kein ausreichendes Aufwirbeln des gesamten Mehles. Da die Düse so weit vom Boden des Blasgefäßes entfernt ist, daß sie sich über der Mehlprobe befindet und überhaupt nicht in diese eintaucht, wird bei schwachem Blasen nur die oberste Schicht der Probe in Bewegung gesetzt, während ein großer Teil des Blasgutes unberührt bleibt.

Es wurde daher versucht, den Apparat durch verschiedene Abänderungen zu verbessern. Aus diesen Versuchen ging schließlich der im folgenden beschriebene Apparat hervor[6].

Ein neuer Windsichter.

Der Apparat[7], Abb. 1, besteht aus drei Teilen: dem zylindrischen Rohr *A*, dem kelchförmigen Teil *B* (beide aus Messing) und dem Glasansatz *C*, in den bei Beginn des Versuchs der zu untersuchende Stoff eingewogen wird. Der Luftstrom wird durch ein fast bis auf den Boden des Glasansatzes reichendes Glasrohr eingeführt. Die Innenmaße der aneinanderstoßenden Teile müssen genau übereinstimmen, da sich auf jedem Vorsprung sofort Mehl absetzen würde; *A* und *B* sind daher innen poliert, um das Haften des Staubes möglichst zu verhindern; außerdem sind mehrere Klopfer angebracht, die während des Versuches dauernd in Tätigkeit sind[1]. Die kegelige Form von *B* wurde gewählt, weil der Luftstrom auf diese Weise einen größeren Teil des Pulvers durcharbeitet und dann allmählich in den zylindrischen Teil übergeht, so daß Wirbelbildungen möglichst vermieden werden. Um zu verhindern, daß schon herausgeblasene Teilchen wieder in den Zylinder hineinfallen, ist über der oberen Öffnung von *A* in passendem Abstand ein Kegel *K* angebracht, der den austretenden Luftstrom seitwärts ablenkt. Auf dem Teller *T* steht eine Glasglocke, die mit einem Abzug verbunden ist. Der größte Teil des ausgeblasenen Staubes sammelte sich auf *T*.

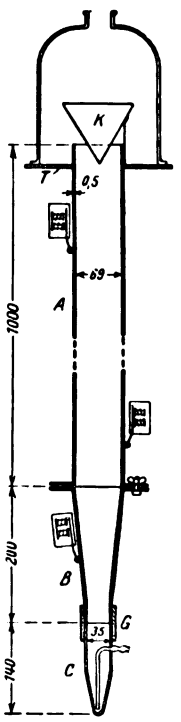


Abb. 1. Windsichter. (D.R.G.M.)

Messungen.

Entscheidend für die Möglichkeit und den Genauigkeitsgrad einer Analyse ist ein gleichmäßiger, möglichst genau einstellbarer und in seiner Geschwindigkeit bestimmbarer Luftstrom. Dieser wurde von einer umlaufenden Zylinder-Öl-Luftpumpe erzeugt. Die Regelung der in den Blasapparat eintretenden Luftmenge erfolgte durch geeichte Düsen verschiedener Weite (1, 2 und 3 mm Dmr.) und durch Veränderung des Druckes. Die Luftmenge wurde mit einer Gasuhr oder einem Rotameter, der Überdruck durch ein mit Wasser gefülltes Manometer gemessen.

Von dem senkrecht aufsteigenden Luftstrom werden nur die Teilchen mitgeführt, deren Fallgeschwindigkeit kleiner als die Strömgeschwindigkeit der Luft ist. Die Fallgeschwindigkeit berechnet sich nach der Stokesschen Formel; sie ist also verhältnisgleich dem Quadrat des Teilchenhalbmessers.

Da, wie weiter unten gezeigt wird, die vollständige Analyse eines Stoffes in nur einem Blasapparat meist nicht möglich ist, benutzt man zweckmäßig mehrere Apparate, deren untere Durchmesser gleich sind, so daß der Glasansatz an alle Apparate paßt. Bei meinen Versuchen benutzte ich außer dem in Abb. 1 wiedergegebenen Windsichter mit $a = 69$ mm Dmr. zwei weitere Apparate mit $a = 34{,}5$ und $a = 138$ mm Dmr.[2].

---

[1] Protokoll d. Verhandl. d. Vereins Dtsch. Portlandzementfabrikanten 1907, S. 140; Mitt. a. d. Mat.-Prüfungsamt 1906, S. 12.

[2] Vgl. auch C. Schoch: Die Aufbereitung der Mörtelmaterialien; Feret: 6. Kongreß f. d. Materialprüfungen der Technik Bd. 15, Mitt. Nr. 11. 1912.

[3] „Sprechsaal" Bd. 60, S. 668. 1927.

[4] Technological Papers of the Bureau of Standards Nr. 48. 1915. In der Arbeit werden auch eine Anzahl anderer, aber für quantitative Zwecke nicht brauchbarer Windsichter besprochen.

[5] Der Apparat wurde mir von Herrn Patentanwalt Dr.-Ing. Meldau, Berlin, zur Verfügung gestellt, wofür ich auch an dieser Stelle verbindlichst danke.

[6] G. St. Perrott und P. S. Kinney beschreiben einen ebenfalls in Abänderung des Modells von Pearson und Sligh gebauten Apparat, mit dem sie aber keine einwandfreien Ergebnisse erhielten; vgl. J. Am. Cer. Soc. Bd. 6, S. 417. 1923.

[7] Der Apparat steht unter Musterschutz (D.R.G.M. Nr. 1036337 Kl.50d) und wird vom Chemischen Laboratorium für Tonindustrie, Berlin NW 21, hergestellt.

[1] Als Klopfer wurden starke elektrische Klingeln verwendet.

[2] Bei gleicher strömender Luftmenge verhalten sich die Durchmesser der Blaszylinder umgekehrt wie die Durchmesser der größten abgeschiedenen Teilchen; es ist daher zweckmäßig, die Zylinderdurchmesser so zu wählen, daß sie in ganzzahligem Verhältnis zueinander stehen.

Digitized by Google

Ist das spezifische Gewicht des zu untersuchenden Stoffes bekannt, so ist die zu jeder Korngröße gehörige Fallgeschwindigkeit nach dem Stokesschen Gesetz berechenbar. Infolge der geringen Temperaturabhängigkeit der Fallgeschwindigkeit in Gasen wurde für die Rechnung der Reibungswiderstand bei 20° ($\eta = 0{,}000198$) zugrunde gelegt, das spezifische Gewicht der Luft entsprechend zu $s_2 = 0{,}0013$, das praktisch vernachlässigt werden kann.

Für die verschieden großen Körner eines Kohlenstaubes vom spezifischen Gewicht 1,4 ergeben sich z. B. die in Zahlentafel 1 aufgeführten Fallgeschwindigkeiten.

Zahlentafel 1. Fallgeschwindigkeiten von Kohlenstaub ($s = 1{,}4$) in Luft und dazugehörige Windmengen in verschiedenen Blaszylindern.

Teilchenhalbmesser ϱ μ	Fallgeschwindigkeit v cm/s	Windmenge bei Zylinderdurchmesser 13,8 cm cm³/s	6,9 cm cm³/s	3,45 cm cm³/s
5	0,385	57,5	14,4	
10	1,54	230	57,5	
15	3,46	516	129	
20	6,14		230	57,5
25	9,64		360	90
30	13,86		516	129
37,5	21,7			203

Sehr wichtig ist die genügende Zerstäubung des Blasgutes im Glasansatz. Der eintretende Luftstrom muß so stark sein, daß das ganze Pulver während des Versuchs in Bewegung bleibt. Hiermit ist die unterste Grenze der erforderlichen Blasgeschwindigkeit gegeben; sie liegt erfahrungsgemäß bei etwa 30 cm³/s. Man kann um so kleinere Körner erblasen, je höher das spezifische Gewicht des Stoffes ist. So ist die kleinste Korngröße bei Kohlenstaub ($s = 1{,}4$) $\varrho = 5\,\mu$, bei Zement ($s = 3{,}1$) $\varrho = 2{,}5\,\mu$ und bei Wolframstaub ($s = 19{,}1$) $\varrho = 1\,\mu$.

Die obere Grenze der Blasgeschwindigkeit wird dadurch bestimmt, daß Wirbelung im Blaszylinder vermieden werden muß. Aus der Gleichung

$$R = \frac{v\,r\,s_2}{\eta},$$

worin $R = 1160$ die Reynoldssche Zahl, r der Halbmesser des Rohres, s_2 das spezifische Gewicht des Gases und η der Reibungswiderstand ist, ergibt sich die kritische Geschwindigkeit für den kleinsten der benutzten Zylinder zu 101 cm/s, für den größten zu 25,6 cm/s.

Die bei einer bestimmten Strömgeschwindigkeit ausgeblasene Menge, die „Kornfraktion", bestimmt man dadurch, daß man den Glasansatz abnimmt und zurückwiegt. Eine völlige Entfernung einer bestimmten Korngröße ist, ebenso wie bei den Schlämmverfahren, insbesondere bei den feinsten Fraktionen, auch hier nicht möglich. Stets werden noch einige kleinere Teilchen an gröberen haften. Ferner entsteht durch die heftige Bewegung der Körner ein gewisser Abrieb, dessen Menge von der Härte und Sprödigkeit des Stoffes und der Versuchsdauer abhängt. Man muß daher den Versuch abbrechen, wenn innerhalb einer bestimmten Zeit nur noch eine bestimmte kleine Menge ausgeblasen wird, und zwar erfahrungsgemäß innerhalb $^1/_2$ h. weniger als 0,5 bis 1% der eingewogenen Menge[1]. Die Versuchsdauer ist am längsten für die feinste Fraktion und beträgt, z. B. bei Zement, für die Fraktion $< 5\,\mu$ 8 h., bei Kohlenstaub für die Fraktion $< 10\,\mu$ 6 bis 8 h. Für die folgenden Fraktionen nimmt die Versuchsdauer dann rasch ab, so daß z. B. bei Zement die Gesamtdauer 12 h. beträgt. Von $10\,\mu$ Korndurchmesser aufwärts werden die Fraktionen mit Korngrößenunterschieden von je $10\,\mu$ oder $20\,\mu$ erblasen bis zu $60\,\mu$, wo der Anschluß an die Siebanalyse erreicht wird. Ein gewisser Gehalt an grobem Korn trägt offenbar zur Beschleunigung der mengenmäßigen Abscheidung bei, insofern, als das grobe Korn etwaige Zusammenballungen feinerer Körner zerteilt. Es ist deshalb meist zweckmäßig, eine Probe des gesamten Mehles, nicht nur des Durchgangs durch das 10000-Maschensieb, zu verwenden. Diese Erscheinung steht in Übereinstimmung mit den Beobachtungen bei der Handsiebung, bei der man mit dem feinsten Sieb beginnt, da sich die feinen Körner dann nicht so leicht zusammenballen.

Ein gewisses Haften, insbesondere der feinsten Teilchen, an den Wandungen des Apparats ist unvermeidlich vor allem im kegeligen Teil *B*. Werden jedoch die Wandungen durch Klopfen genügend erschüttert, so wird die anhaftende Menge niemals so groß, daß sie das Ergebnis wesentlich beeinflußt. Nach dem Windsichten von Kohlenstaub wurden z. B. von den Wandungen des Zylinders insgesamt 0,06 g = 1% der Gesamtmenge entfernt. Wie die mikroskopische Untersuchung zeigte, setzte sich der hängengebliebene Staub stets aus den feinsten Korngrößen zusammen.

Für die zeichnerische Darstellung der Kornzusammensetzung wurde zu jeder Korngröße als Abszisse die Kennlinie, d. h. der Rückstand in Gewichtshundertteilen, als Ordinate aufgetragen. Man erhält so für Stoffe, die ihrem spezifischen Gewicht nach einheitlich sind, stetige Linien, die einen übersichtlichen Vergleich der Kornzusammensetzung verschiedener Sorten ermöglichen, Abb. 13. Wenn man die Kennlinie graphisch differenziert und nunmehr die Anteile der verschiedenen Korngrößen in Abhängigkeit vom Durchmesser aufträgt, so erhält man die Mengenverteilungslinie, die augenfälliger als die Darstellung der Rückstände die Kenntnis des am meisten vertretenen Korngrößenbereichs vermittelt, Abb. 2.

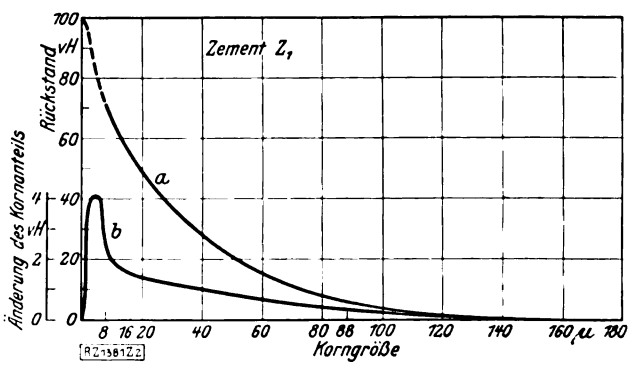


Abb. 2. Kennlinie für Zementmehl Z_1 (a) und Änderung des Kornanteils für 1 μ Änderung der Kantenlänge (b). Für das durch Versuch nicht bestimmte Kennlinienstück 0 bis 8 μ ist der theoretisch wahrscheinliche Verlauf gestrichelt gezeichnet.

[1] Dies entspricht dem bei der Siebanalyse üblichen Verfahren, wonach die Siebung dann beendigt wird, wenn man in einer bestimmten Zeit nur mehr eine bestimmte kleine Menge an Durchgang erhält.

Digitized by Google

Versuchsergebnisse.

Zement.

Es wurden vier Portlandzementsorten Z_1, Z_2, Z_3, Z_4 untersucht. Bei einer gelang es, als kleinste Fraktion Körner bis zu 5 μ Dmr. zu erblasen. Bei den übrigen wurde mit der 10 μ-Fraktion begonnen, da sich bei schwachem Blasen Zusammenballungen bildeten, die auch durch Trocknen des Luftstromes mittels Schwefelsäure- und Chlorkalziumröhren nicht vermieden werden konnten. Bei stärkerem Blasen zerteilten sich die Zusammenballungen leicht. Es wurden mindestens zwei, in der Regel drei Parallelversuche gemacht. Einige Ergebnisse sind in Zahlentafel 2 und 3 sowie in Abb. 2 wiedergegeben[1]. Die Fraktion 40 bis 60 μ wurde zunächst rechnerisch durch Abziehen des Rückstandes auf dem 10000 Maschensieb vom Blasrückstand der Fraktion 20 bis 40 μ ermittelt; später gelang es, auch die Fraktion 50 bis 60 μ zu erblasen. Die Abweichung vom Siebergebnis war in Anbetracht der Verschiedenheit der Untersuchungsverfahren nicht erheblich (3,2%); sie ist wohl vor allem auf den Abrieb zurückzuführen, der durch die lange Dauer des Blasens entstand. Nach dem Verlauf der Feinheitskennlinien zu urteilen, liegt der richtige Wert etwa in der Mitte zwischen den beiden gefundenen.

Zahlentafel 2 und 3. Ergebnisse der Windsichtung von Zementmehlen.

Zahlentafel 2. Zementmehl Z_2.

Versuch Nr.	Gewichtsanteile bei Korndurchmesser					
	< 5 μ %	5 bis 10 μ %	10 bis 20 μ %	20 bis 40 μ %	40 bis 60 μ %	> 60 μ %
1	26,0		17,6	28,2	18,4	9,8
2	16,8	15,6	16,6	25,6	13,6	11,8
3	17,4	15,2	14,6	27,2	13,0	12,6
Summe	60,2	56,8	48,8	81,0	45,0	34,2
Mittel[2]	17,1	15,4	15,6	26,4	13,3	(12,2[3])

Zahlentafel 3. Zementmehl Z_4.

Versuch Nr.	Gewichtsanteile bei Korndurchmesser							Rückstand auf 10000-Maschensieb
	< 10 μ %	10 bis 20 μ %	20 bis 30 μ %	30 bis 40 μ %	40 bis 50 μ %	50 bis 60 μ %	> 60 μ %	
1	28,0	17,0	12,0	12,0	9,0	9,0	13,0	—
2	30,1	14,5	12,5	11,5	9,1	9,2	13,1	—
3	29,0	15,6	10,8	12,5	8,0	7,5	16,5	—
Summe	87,1	47,1	35,3	36,0	26,1	25,7	42,6	—
Mittel	29,0	15,7	11,8	12,0	8,7	8,6	14,2	17,4

Die erblasenen Fraktionen wurden jeweils durch mikroskopische Untersuchungen auf ihre Korngröße nachgeprüft. Die Fraktionen von Z_3 sind in Abb. 3 bis 8 wiedergegeben. Man sieht, daß die Übereinstimmung zwischen berechneten und tatsächlich ausgeblasenen Korngrößen gut ist und daß zwischen den einzelnen Fraktionen kennzeichnende Unterschiede bestehen.

Die zur Abscheidung der einzelnen Fraktionen erforderliche Versuchsdauer betrug für Korngröße < 5 μ 8 St., für 5 bis 10 μ und für 10 bis 20 μ je 3 St., für 20 bis 30 und 30 bis 40 μ je 2 St., für 40 bis 50 μ 1 St. und für 50 bis 60 μ $^1/_2$ St. Beginnt man mit der Fraktion < 10 μ, so beträgt die Blasdauer hierfür 5 St. Die Dauer des Blasens hängt also in hohem Grade von der Korngröße ab.

Schon mit bloßem Auge erkennt man die verschiedenen Zementfraktionen deutlich an der Farbe: die Farbe der feinsten Fraktion ist fast weiß, die der übrigen geht mit zunehmender Korngröße immer mehr ins schmutziggrüne über, vgl. Abb. 9.

Die Fraktionen verschiedener Zementmehle wurden auch analytisch untersucht, wobei sich ge etzmäßige Unterschiede der chemischen Zusammensetzung ergaben, auf die an anderer Stelle eingegangen werden soll[1]. Erwähnt sei lediglich, daß sich der weiche, leicht mahlbare Gips größtenteils in der feinsten Fraktion befindet.

Kohlenstaub.

Die Versuche an Kohlenstaub wurden auf Anregung des Reichskohlenrats vorgenommen. Sie fallen in die Zeit, in der das Verfahren noch nicht vollständig durchgearbeitet war. Die Bestimmungen konnten damals nur von 20 zu 20 μ vorgenommen werden. Zur Windsichtung wurde der Durchgang durch das 10000-Maschensieb verwendet. Die Fraktionen 0 bis 20 und 20 bis 40 μ wurden durch Blasen ermittelt. Der Rückstand enthielt dann die Korngrößen 40 bis 60 μ. In der ersten Versuchsreihe wurden drei Staube untersucht, und zwar westfälische Fettkohle, sächsische Steinkohle und rheinische Braunkohle, die sämtlich auf einer Polysius-Rohrmühle vermahlen waren. In Abb. 10 bis 12 sind Mikroaufnahmen der drei erhaltenen Blasfraktionen vom westfälischen Fettkohlenstaub wiedergegeben: man erkennt auch hier, daß die Trennung befriedigend ist[2].

Eine weitere Versuchsreihe wurde an einer westfälischen Steinkohle vorgenommen, die auf einer Vamicomühle auf fünf verschiedene Feinheitsgrade vermahlen war. Die Ergebnisse sind in Zahlentafel 4 und Abb. 13 wiedergegeben[3]. Die mit der längeren Mahldauer zunehmende Kornfeinheit läßt sich gut verfolgen. Weitere Versuche müssen ergeben, ob der annähernd geradlinige Verlauf der Kennlinien im Gebiet des feinsten Staubes richtig ist.

Da die Teilchen im Kohlenstaub viel inniger aneinander haften als im Zement, so ist eine mengenmäßige

[1] Auf die Wiedergabe der übrigen Versuchsergebnisse und Kennlinien, deren Einzelwerte gleich gute Übereinstimmung zeigen wie die in Zahlentafel 2, mußte leider aus Raummangel verzichtet werden.

[2] Mittel aus Versuch 2 und 3. Der Unterschied von Versuch 1 gegen die Versuche 2 und 3 erklärt sich daraus, daß die Abscheidung mit einem Windsichter anderen Durchmessers vorgenommen wurde.

[3] Aus den übrigen Mittelwerten von 5 bis 60 μ berechnet.

[1] Vgl. H. W. Gonell: Zement Bd. 17, Nr. 50—52 (1928).

[2] Die Versuchsergebnisse sind bereits von Rosin und Rammler bekanntgegeben, vgl. 5. Berichtsfolge des Kohlenstaubausschusses des Reichskohlenrates u. Z. V. d. I. Bd. 71, S. 1. 1927.

[3] Inzwischen ist auch die Abscheidung der Fraktion < 10 μ bei mehreren Kohlenstaubsorten gelungen.

Digitized by Google

Trennung der feineren von den gröberen Kohlenstaubteilchen schwieriger und die Versuchsdauer infolgedessen länger als bei Zement. Die ungefähren Versuchszeiten bei der Windsichtung von Kohlenstaub betragen 6 St. für Korngrößen $< 20\,\mu$ und 4 St. für 20 bis 40 μ. Die Eignung von Kohlenstaub für zahlenmäßige Windsichtversuche hängt in hohem Grade von den Eigenschaften der einzelnen Staubsorten ab.

Wolframpulver.

Von der Studiengesellschaft für elektrische Beleuchtung wurde für die Versuche eine Probe Wolframpulver

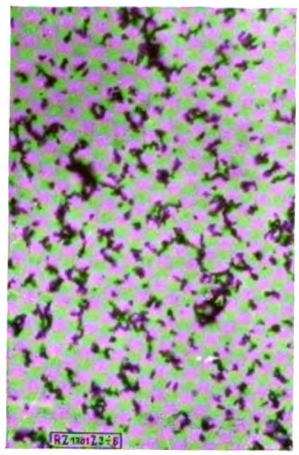


Abb. 3. Portlandzement $< 10\,\mu$; bei Beginn der Windsichtung ausgeblasene Anteile.

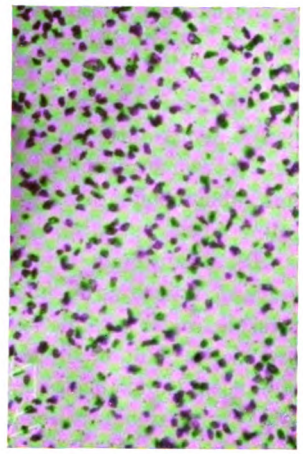


Abb. 4. Portlandzement < 10; nach 2stündigem Blasen mit der gleichen Geschwindigkeit wie Abb. 3 übergehende Körner. Die feinsten Anteile sind bereits entfernt.

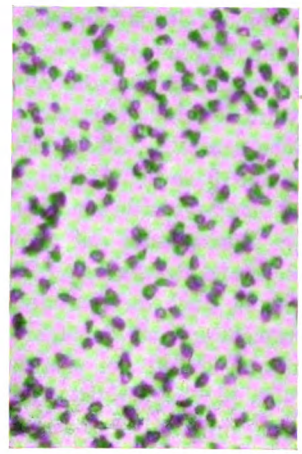


Abb. 5. Portlandzement 10 bis 20 μ.

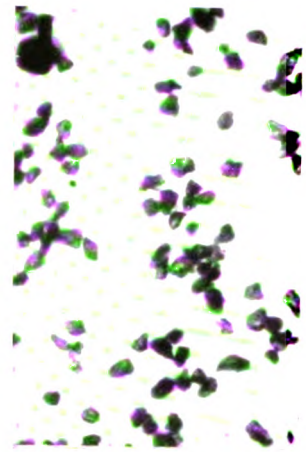


Abb. 6. Portlandzement 20 bis 30 μ.

Abb. 7. Portlandzement 30 bis 40 μ.

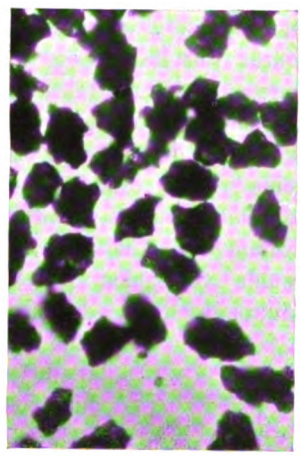


Abb. 8. Portlandzement 40 bis 50 μ.

Abb. 3 bis 8. Mikroskopische Nachprüfung der Windsichtversuche an Zementmehl Z_3. Vergr. 100fach.

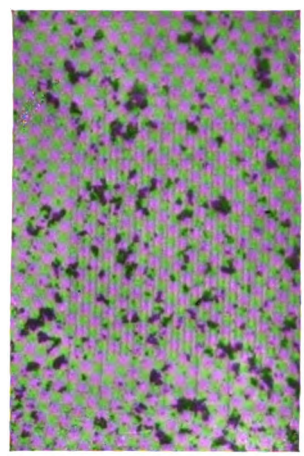


Abb. 10. Steinkohlenstaub $< 20\,\mu$. 1 Teilstrich = 10 μ.

Abb. 11. Steinkohlenstaub 20 bis 40 μ. 1 Teilstrich = 10 μ.

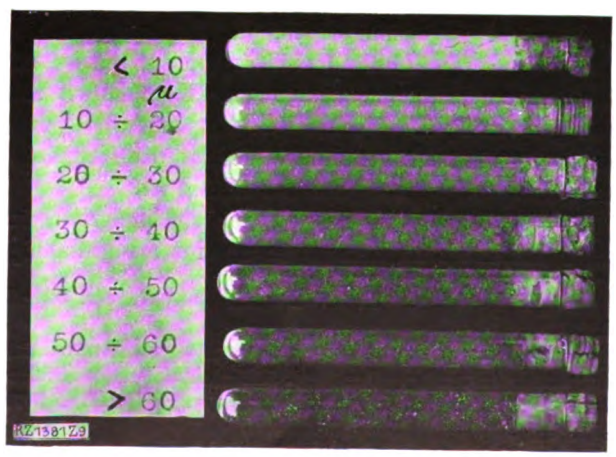


Abb. 9. Windsichtfraktionen von Portlandzement.

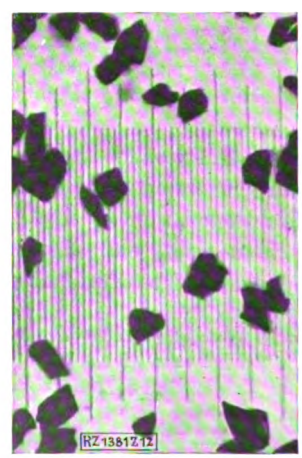


Abb. 12. Steinkohlenstaub 40 bis 60 μ. 1 Teilstrich = 10 μ.

Abb. 10 bis 12. Mikroaufnahmen von Steinkohlenstaub (westfälische Fettkohle). Vergr. 84fach.

Digitized by Google

Zahlentafel 4. Mittelwerte aus Windsichtversuchen an fünf Steinkohlenstaubsorten.

Sorte	Gewichtsanteile bei Korndurchmesser		
	< 20 μ %	20 bis 40 μ %	40 bis 60 μ %
S 26	29,6	28,1	28,8
S 31	27,5	25,1	32,6
S 32	23,9	21,3	28,3
S 29	23,0	21,1	22,0
S 35	4,0	10,4	15,6

zur Verfügung gestellt. Es gelang bei diesem sehr schweren Stoff ($s = 19{,}1$), folgende Fraktionen abzuscheiden und zu bestimmen: $< 2\,\mu$, 2 bis 5 μ, 5 bis 10 μ und 10 bis 20 μ. Da die Kornzusammensetzung des Pulvers bekannt war, so war es möglich, festzustellen, daß die im Windsichtapparat vorgenommene Bestimmung genauere Werte lieferte als die mikroskopische Auszählung[1] sowie die Schlämm- und Sedimentationsverfahren. Abb. 14, ein Mikrolichtbild der feinsten Fraktion, zeigt, daß man mit dem Windsichter aus geeigneten Stoffen auch feinste Körnungen in größter Gleichmäßigkeit abscheiden kann.

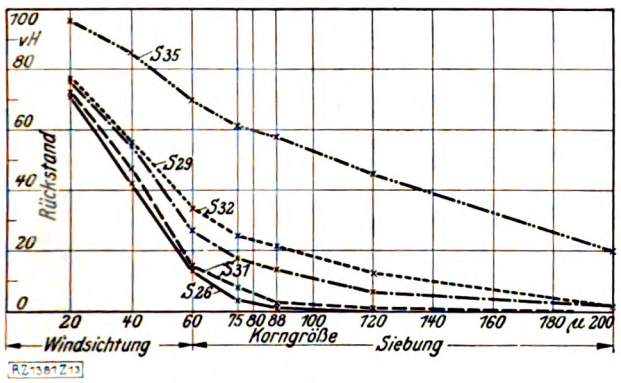


Abb. 13. Kennlinien für 5 Kohlenstaubsorten (westfälische Steinkohle, auf fünf verschiedene Feinheitsgrade vermahlen); vgl. Zahlentafel 4.

Genauigkeit und Anwendungsgebiete.

In Zahlentafel 2 und 3 betrugen die Unterschiede zwischen den Einzelwerten, die bei der Sichtung erhalten wurden, im Höchstfalle rd. 3% der eingewogenen Menge. Sind die Abweichungen zwischen zwei Versuchen höher, so empfiehlt es sich, einen dritten Versuch zu machen. Der Mittelwert wird dann jedenfalls die wahre Kornzusammensetzung mit hinreichender Genauigkeit wiedergeben.

Um die Zuverlässigkeit des Verfahrens auch auf andre Weise zu prüfen, wurden aus abgeschiedenen Fraktionen Gemische bekannter Zusammensetzung hergestellt und dann der Windsichtung unterworfen. Die Ergebnisse zeigt Zahlentafel 5. Die Übereinstimmung zwischen Einwage und Auswage ist recht gut. Das beschriebene Windsichtverfahren ist also für die Bestimmung der Kornzusammensetzung staubförmiger Stoffe geeignet. Insbesondere wird man es für Stoffe anwenden,

[1] Über die Bestimmung der Korngröße von Wolframpulver nach andern Verfahren vgl. K. Agte, H. Schönborn, K. Schröter: Z. techn. Phys. Bd. 6, S. 203. 1925.

deren Untersuchung in Flüssigkeiten nicht möglich oder mit Schwierigkeiten verbunden ist. Vor allem solche, in denen durch die Siebanalyse nichts oder nur ein kleiner Bruchteil der Fraktionen erfaßt werden kann. Auch der Wirkungsgrad verschiedener Mahlverfahren kann

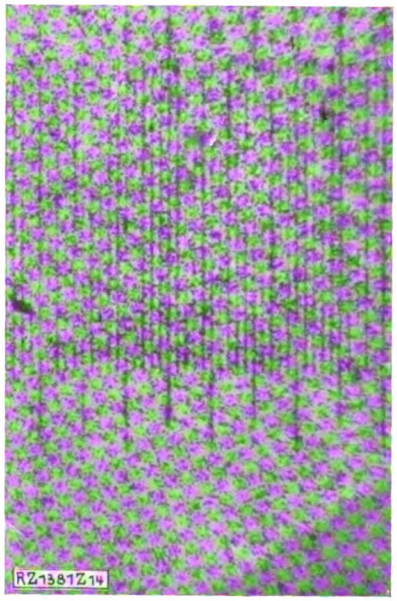


Abb. 14. Wolframpulver $< 2\,\mu$. 1 Teilstrich = 10 μ.

Zahlentafel 5. Prüfung des Windsichters.

Korngröße μ		Einwage g	Auswage g
Zement	0 bis 10	1,00	1,07
	20 „ 40	1,22	1,20
	40 „ 60	0,60	0,61
Kohlenstaub	0 „ 20	1,5	1,47
	20 „ 40	1,5	1,40
	40 „ 60	2,0	2,13

mit dem Windsichter nachgeprüft werden. Endlich kann man ihn auch dort benutzen, wo aus einem Mehl Fraktionen bestimmter Korngröße zur Untersuchung ihrer physikalischen oder chemischen Eigenschaften abgeschieden werden sollen. Hierfür müßte man allerdings versuchen, den Apparat für größere Mengen brauchbar zu machen. Ein weiteres Anwendungsgebiet liegt in der Trennung pulverförmiger Gemische von Stoffen annähernd gleicher Korngröße, aber verschiedenen spezifischen Gewichtes. So sind z. B. kürzlich Versuche zum Ausscheiden der Asche aus Kohlenstaub durchgeführt worden[1].

Die bisherigen Versuche bestätigten die Annahme, daß jeder Mahlvorgang in einem einheitlichen[2] Stoff eine gesetzmäßige Kornverteilung bewirkt[3]. Es genügt daher in vielen Fällen, z. B. für die laufende Überwachung eines Mahlvorganges, ein oder zwei Punkte der Kennlinie zu bestimmen.

[1] Vgl. H. W. Gonell: Arch. Wärmewirtsch. Bd. 9, S. 209. 1928; dieses Sonderheft S. 122.

[2] D. h. einheitlich dem spezifischen Gewicht und der Mahlbarkeit nach.

[3] Vgl. Rosin und Rammler a. a. O.

Digitized by Google

Zur Frage der Ausscheidung der Asche aus Kohlenstaub[1].

Von **H. W. Gonell**[2].

Möglichkeiten der mechanischen Ausscheidung der Asche aus Kohlenstaub — Versuche über Windsichtung an synthetischen Kohle-Gesteinstaubgemischen und natürlichen Kohlen.

Die Verwendbarkeit von Kohlenstaub ist in manchen Fällen wegen seines Aschengehaltes begrenzt. Ließe sich die Asche durch ein wirtschaftliches Verfahren ganz oder teilweise entfernen, so würde Kohlenstaub für verschiedene ihm bisher verschlossene Zwecke verwendbar werden, z. B. zum Betrieb von Verbrennungskraftmaschinen.

Alle Versuche, die Asche zu entfernen, stützen sich darauf, daß die spezifischen Gewichte von Asche und reinem Kohlenstaub verschieden sind. Eine praktisch hinreichende Ausscheidung der Asche ist aber nur dann möglich, wenn die Kohle durch den Mahlgang in schwerere Aschen- und leichtere Kohlenkörner oder wenigstens in aschenreiche und aschenarme Körner zerlegt wird. Wenn dagegen auch nach der Vermahlung die kleinen Staubteilchen noch Gemische von Asche und Kohle sind, so kann man sie nach unseren heutigen Verfahren überhaupt nicht ausscheiden. Beide Arten der Aschenverteilung kommen in der Natur vor[3].

Bei der Steinkohle, auf die sich die Versuche bisher nur erstreckten, unterscheidet man „primäre" und „sekundäre" Asche. Primäre Asche stammt aus den verkohlten Pflanzen und findet sich in den Gefügebestandteilen in verschieden großer Menge, z. B. nach Lessing im Fusit (Faserkohle) 15,59%, im Durit (Mattkohle) 6,26%, im Clarit und Vitrit (Glanzkohle) 1,22 und 1,11%. Die Asche ist in jedem einzelnen dieser Bestandteile gleichmäßig verteilt, so daß sie aus ihnen nicht mechanisch entfernt werden kann. Die Gefügebestandteile durchwachsen sich aber in der Regel und wurden schon mehrfach in kleinem Maßstabe für Laboratoriumsversuche durch Sedimentation[4] und Ausschleudern[5] mittels Flüssigkeiten von entsprechendem spezifischen Gewicht geschieden. Wirtschaftlich sind diese kostspieligen Verfahren indessen nicht zu verwerten. Als sekundäre Asche bezeichnet man die nachträglich in die Kohle gelangten mineralischen Bestandteile, wie den häufig vorkommenden Pyrit.

Zunächst galt es festzustellen, welches Verfahren sich für die Versuche am besten eignete. Die feinkörnigen Stoffe kann man nach dem spezifischen Gewicht entweder durch Schlämmen oder durch Windsichtung trennen. Da die Schlämmverfahren gerade für Kohlenstaub verschiedene Nachteile haben (schwierige Benetzbarkeit, Porosität, Schwierigkeit des Trocknens), wurde das Windsichtverfahren herangezogen, das vom Verfasser für die Bestimmung der Kornzusammensetzung feinster Mehle ausgearbeitet und mit Erfolg auch für Kohlenstaub angewendet wurde[1]. Der Windsichter ist in Abb. 1 wiedergegeben. Der zu untersuchende Stoff wird in den Glasansatz *C* eingewogen. Durch das auf den Boden des Ansatzes führende Rohr tritt der Luftstrom ein und bläst das Gut empor. Die Teilchen, deren Fallgeschwindigkeit kleiner als die Geschwindigkeit des Luftstromes ist, werden durch die Messingrohre *B* und *A* nach oben mitgerissen. Die Fallgeschwindigkeit der Teilchen berechnet sich nach der Stockesschen Formel zu

$$v = \frac{2}{9} \varrho^2 \frac{s_1 - s_2}{\eta} \cdot g,$$

worin ϱ der Halbmesser der Teilchen, s_1 das spezifische Gewicht der Teilchen, s_2 das spezifische Gewicht der Luft, η der Reibungswiderstand der Luft und g die Erdbeschleunigung ist. Für 20° ist $\eta = 198 \cdot 10^{-6}$ g/cmsec. Die Fallgeschwindigkeit ist also, da η und g für Luft bei gleichbleibender Temperatur konstant sind und s_2 wegen seiner geringen Größe praktisch zu vernachlässigen ist, proportional ϱ^2 und s_1. Demnach kann das Verfahren bei Stoffen, die ihrem spezifischen Gewicht nach einheitlich sind, zur Trennung nach Korngrößen dienen. Andererseits kann man so in annähernd gleichkörnigen Gemischen verschiedene Stoffe nach dem spezifischen Gewicht trennen. Diese Art der Anwendung kommt für die Entaschungsversuche in Frage.

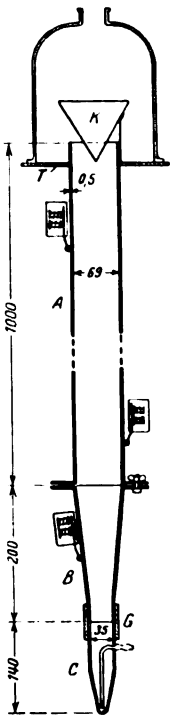


Abb. 1. Windsichter D. R. G. M. (Maße in mm). *A* Zylindrisches Rohr; *B* Kelchförmiger Teil; *C* Glasansatz; *K* Kegel; *T* Teller; *G* Gummimuffe.

Versuche.

Es galt zunächst festzustellen, welche Korngrößenbereiche für die Scheidung geeignet sind. Die Vorversuche wurden an einem synthetischen Gemisch aus aschenarmem Steinkohlenstaub und Gesteinmehl (gemahlene Hochofenschlacke) vorgenommen. Der Kohlenstaub hatte das spezifische Gewicht $s = 1{,}4$, für Schlacke wurde $s = 2{,}6$ eingesetzt, was etwa dem spezifischen

[1] Vortrag in der Sitzung des Kohlenstaubausschusses des Reichskohlenrates am 14. Februar 1928.

[2] Original: Archiv für Wärmewirtschaft Bd. 9, Nr. 7, S. 209—212 (1928).

[3] Vgl. R. Potonié: Einführung in die allgemeine Kohlenpetrographie. Berlin; Gebr. Bornträger, 1924.

[4] R. Lessing: Studies in the distribution of mineral matter in coal, Trans. Inst. Min. Eng. Bd. 60, Tl. 3, S. 288. 1920 und Bd. 61, Tl. 1, S. 36. 1921; The study of mineral matter in coal. Fuel Science an Practice 1922; R. Kattwinkel: Untersuchungen über die Verkokbarkeit der Gefügebestandteile der bituminösen Streifenkohlen des Ruhrbezirkes, Glückauf Bd. 64, S. 79. 1928.

[5] R. Groß: Kohlenpetrographische Untersuchungen auf Grund des spezifischen Gewichtes der Komponenten, Z. Krist. Bd. 66, S. 462. 1928.

[1] Ein Windsichtverfahren zur Bestimmung der Kornzusammensetzung, V. d. I.-Z. Bd. 72, S. 945. 1928. — Das Gerät ist als Gebrauchsmuster angemeldet und vom Chemischen Laboratorium f. Tonindustrie, Berlin NW 21, zu beziehen.

Digitized by Google

Gewicht der Kohlenasche entspricht. Die Versuchsergebnisse sind in Zahlentafel 1 zusammengestellt.

Zahlentafel 1. Halbmesser ϱ der Kohlenstaub- und Aschenteilchen für verschiedene Geschwindigkeiten.

Strömungsgeschwindigkeit v cm/s	Halbmesser ϱ	
	Kolenstaub ($s = 1{,}4$) μ	„Asche" ($s = 2{,}6$) μ
0,0964	2,5	1,82
0,385	5,0	3,63
1,54	10,0	7,26
3,46	15,0	10,86
6,14	20,0	14,5
9,64	25,0	18,2
13,86	30,0	21,8
21,7	37,5	27,3
29,8	44,0	32,0
55,5	60,0	43,6

Soll die Scheidung von Kohlenstaub und Asche möglich sein, so muß der Korngrößenbereich so gewählt werden, daß die Fallgeschwindigkeit der kleinsten Aschenkörner größer als die der größten Kohlenkörner ist; dann wird die Kohle ausgeblasen, während die Asche zurückbleibt. Da man dieses Trennen in bestimmte Korngrößen nur durch Sieben ausführen kann, so ist die Aschenabscheidung vorläufig auf das der Siebung zugängliche Gebiet beschränkt.

Die Versuchsergebnisse mit den Siebfraktionen 6400 bis 10000 (60 bis 75 μ) und 4900 bis 6400 (75 bis 88 μ) zeigt Abb. 2. Die kleinsten, in den Fraktionen enthaltenen Aschenkörner werden von der zum Ausscheiden der größten Kohlenkörner erforderlichen Windgeschwindigkeit noch nicht getragen. Die Grenze für das spezifische Gewicht einer Asche, die bei den hier untersuchten

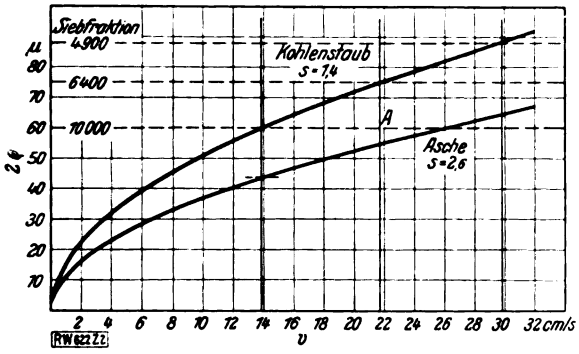


Abb. 2. Trennung von Kohlenstaub und Asche für verschiedene Teilchendurchmesser 2ϱ (Siebfraktionen) in Abhängigkeit von der Luftgeschwindigkeit v.

Fraktionen von Kohle vom spezifischen Gewicht 1,4 geschieden werden soll, liegt bei 2,2. In diesem Falle geht die Aschenlinie in Abb. 2 durch den Punkt A. Bei den Versuchen mit dem Durchgang vom 10000-Maschen-Sieb bleiben die Aschenkörner mit $2\varrho > 43{,}6\ \mu$ zurück, während aller Kohlenstaub ausgeblasen wird. Bei den feinsten Korngrößen ist dagegen keine Scheidung mehr angängig, da die Möglichkeit des Siebens fehlt. Gleiche Feinheit von Asche und Kohlenstaub vorausgesetzt, mußte man beim Blasen mit einer bestimmten Geschwindigkeit nur erwarten, daß der Rückstand mehr Asche als das Ausgeblasene enthalten würde. Zudem mußte man hier, wie aus dem Verlauf der Linien in Abb. 2 hervorgeht, für die Scheidung die Korngrößenbereiche bedeutend enger abgrenzen.

Versuche mit synthetischen Gemischen.

Für die Versuche wurden von Kohlenstaub und Schlackenmehl die gewünschten Siebfraktionen entnommen, im Verhältnis 2 : 1, sowie 1 : 1 gemischt und mit der für die größten Kohlenkörner erforderlichen Geschwindigkeit 30 bis 60 Min. lang geblasen. Zum Vergleich wurden gleich große Mengen von Schlacke und Kohlenstaub in der gleichen Zeit und mit der gleichen Geschwindigkeit geblasen. Die Ergebnisse zeigt Zahlentafel 2. Eine gewisse Schlackenmenge, die theoretisch zurückbleiben müßte, wird stets mit ausgeschieden. Dies ist wohl auf die unregelmäßige Form der Körner (das Stockessche Gesetz gilt streng nur für kugelförmige Teilchen) und auf die Verkleinerung der Körner infolge des unvermeidlichen Abriebs während des Versuches zurückzuführen. Der Rückstand war stets nahezu reine Schlacke, das Ausgeblasene enthielt dagegen nur wenig Schlacke, vgl. Abb. 3 und 4. Die gleichen Versuche wurden mit einem Gemisch aus Anthrazitmehl und Porzellanmehl mit einem der Wirklichkeit besser angepaßten Mischungsverhältnis von 4 : 1 angestellt; sie führten zu entsprechenden Ergebnissen. Mit bloßem Auge war zu erkennen, daß der Rückstand fast kohlenfrei ist. Versuche des Reichskohlenrates, aus den gleichen Gemischen den mineralischen Bestandteil auf andre Weise, z. B. mittels eines hochgespannten elektrischen Feldes, ähnlich wie beim Cottrellverfahren, auszuscheiden, verliefen erfolglos.

Zahlentafel 2. Versuche mit verschiedenen Siebfraktionen[1].

Siebfraktion	Kohle		Schlacke		Gemisch		
	Menge g	Rückstand g	Menge g	Rückstand g	Menge g	Mischungsverhältnis	Rückstand g
10000	2	0,05	4	1,67	6	1 : 2	1,61
	5	0,12	1	0,42	6	5 : 1	0,70
4900 bis 6400	2	0,10	2	1,35	4	1 : 1	1,37

Versuche mit natürlichen Kohlen.

Nach den Versuchen an synthetischen Gemischen wurden natürliche Kohlen untersucht, und zwar eine Zauckerodaer Steinkohle von 22,2% Aschengehalt die vorher auf die Verteilung der Asche untersucht war[2]. Aschenreiche und aschenarme Teile waren deutlich voneinander geschieden. Der duritischen Grundmasse sind aschenarme Vitritlinsen und bis 1 mm mächtige Pyritschnüre eingelagert, so daß sehr wohl mit der Möglichkeit, sie zu trennen, gerechnet werden konnte. Die mikroskopische Untersuchung des Staubes zeigt in der Tat vereinzelte Pyritkörner neben den Kohlenkörnern. Die Menge der Pyritkörner nimmt mit steigender Kornfeinheit zu, wie an den durch Windsichtung abgeschiedenen Fraktionen festgestellt wurde (Abb. 5). Dies ist ohne

[1] Jeder Wert ist das Mittel aus zwei bzw. drei Versuchen.

[2] Die Untersuchung übernahm Herr Priv.-Doz. Dr. R. Potonié, wofür ihm auch an dieser Stelle gedankt sei.

Digitized by Google

weiteres verständlich, da in den groben Fraktionen die kleinen Pyritkörner vielfach noch von Kohle umhüllt und somit unsichtbar sind.

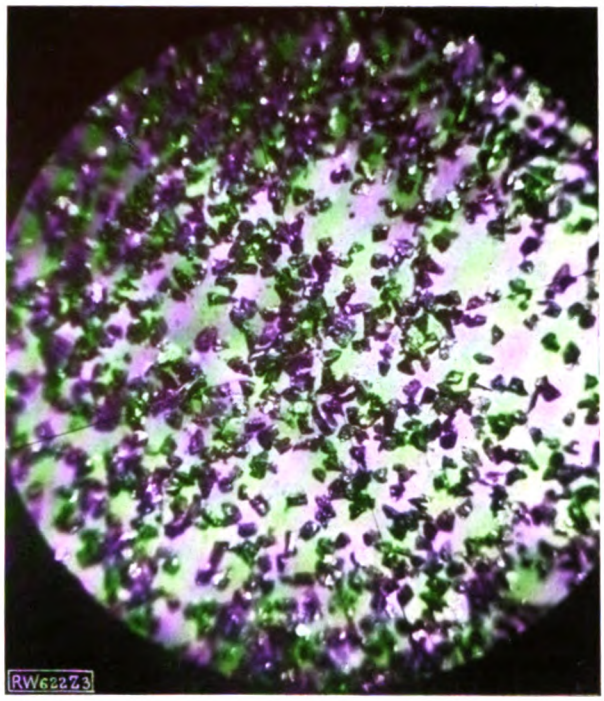


Abb. 3. Ausgeblasenes.

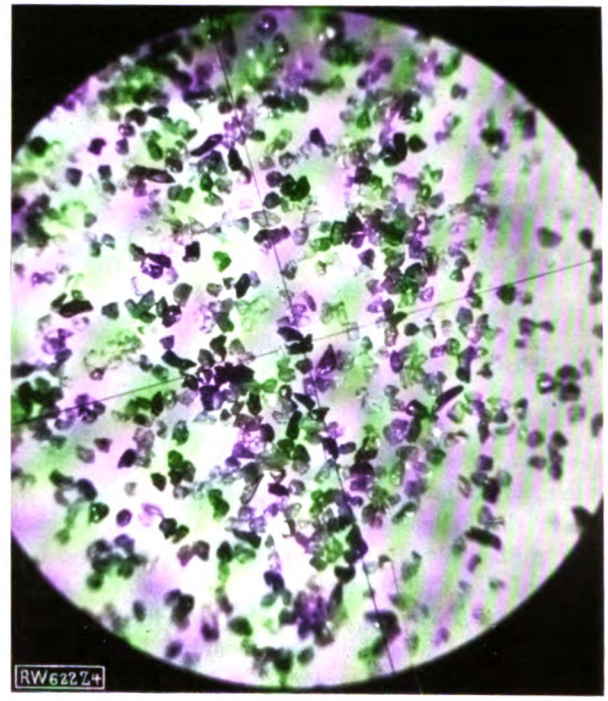


Abb. 4. Rückstand.

Abb. 3 und 4. Gemisch von Kohlenstaub und Hochofenschlacke, Siebfraktion 6400 bis 10000 (88 bis 60 μ). Schräg auffallendes Licht; 23fache Vergrößerung.

Die Siebfraktionen wurden ebenso wie die synthetischen Gemische der Windsichtung unterworfen. Die Versuchsergebnisse enthält Zahlentafel 3. Im Rückstand ist eine bedeutende Anreicherung der Asche eingetreten. Dagegen ist das Ausgeblasene nur um etwa 4% ärmer an Asche als die ursprüngliche Kohle. Abb. 6 und 7 lassen erkennen, daß der Rückstand zahlreiche Aschen- (Pyrit-) Körner enthält[1]. Im Ausgeblasenen wurden dagegen bei allen untersuchten Proben nur ganz vereinzelt kleine Pyritkörnchen gefunden.

Zahlentafel 3. Versuche mit Zauckerodaer Steinkohle.

Siebfraktion	Aschengehalt[2] im Ausgeblasenen %	Aschengehalt[2] im Rückstand %
6400 bis 10000	18,7	35,8
4900 „ 6400	18,7	48,0

Im wesentlichen wurden durch die Windsichtung nur die Pyritkörner, deren Menge Dr. Potonié auf 5% schätzte, von Kohlenstaub getrennt. Eine Entmischung von Durit und Vitrit trat dagegen nicht ein. Theoretisch ist auch kaum zu erwarten, daß mittels der Windsichtung oder Schlämmung wirtschaftlich verwertbare Erfolge in der Trennung von Fusit, Durit, Vitrit und Clarit erzielbar sein werden, da sich die spezifischen Gewichte dieser Bestandteile nur so wenig unterscheiden[1], daß die Fallgeschwindigkeiten zu nahe beieinander liegen, um eine Trennung zu ermöglichen.

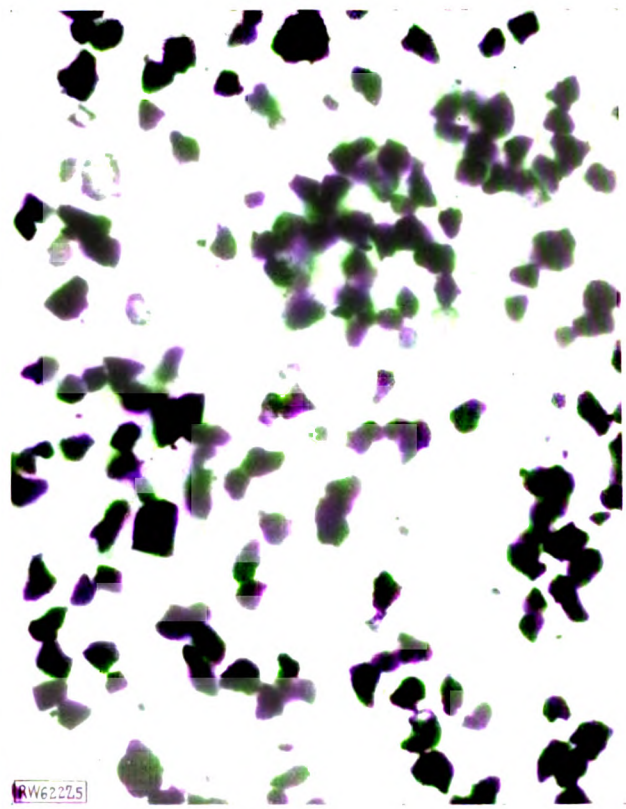


Abb. 5. Zauckerodaer Steinkohle. Siebfraktion 20 bis 40 μ; 133fache Vergrößerung.

[1] Die Aufnahme ist zeitweise mit polarisiertem Licht belichtet, so daß die kristallinen Aschenteile besonders deutlich hervortreten.

[2] Auf getrockneten Staub bezogen.

[1] Bei der von Kattwinkel untersuchten Kohle betrug das spezifische Gewicht von Vitrit etwa 1,3, vom Fusit etwa 1,5.

Digitized by Google

Nach diesen Versuchen kann gesagt werden, daß durch Windsichtung ein Teil der Asche von hochaschenhaltigen Kohlenstauben abgeschieden werden kann, wenn die Asche als mineralische Beimengung in begrenztem Umfang in der Kohle enthalten ist. Die vollständige Trennung der verschieden aschenhaltigen Gefügebestandteile der Steinkohle war noch nicht möglich. Hier müßten noch weitere Versuche angestellt werden. In allen Fällen ist es notwendig, eine petrographische Untersuchung der Steinkohle vor Durchführung des Verfahrens vorzunehmen[1].

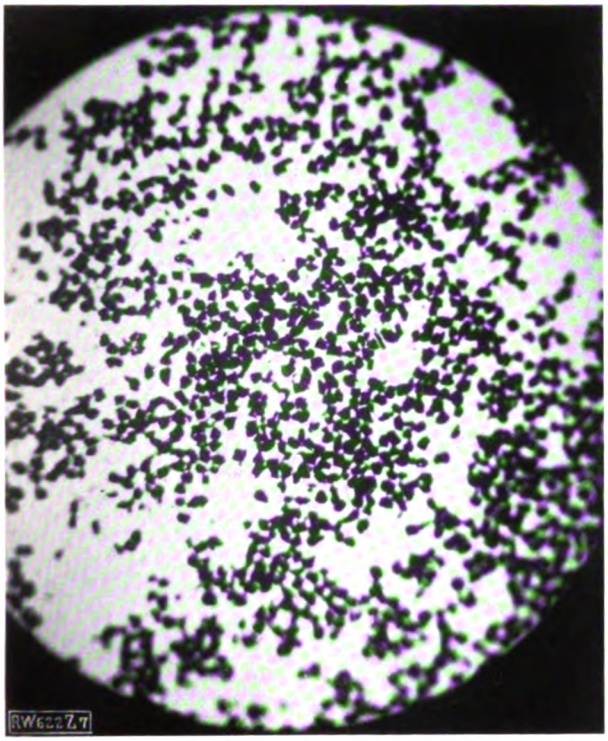


Abb. 6. Ausgeblasenes.

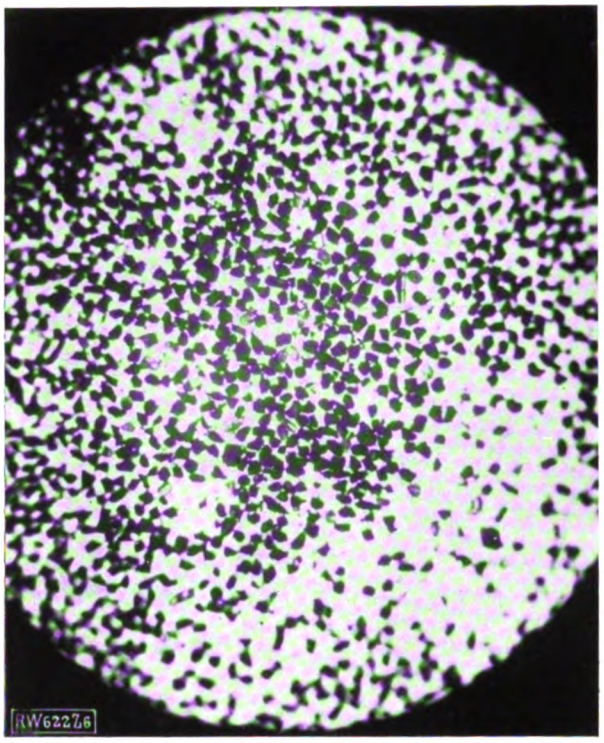


Abb. 7. Rückstand.

Abb. 6 und 7. Zauckerodaer Steinkohle. Siebfraktion 4900 bis 6400 Maschen (88 bis 75 μ). Durchfallendes Licht; 23fache Vergrößerung.

[1] Die Versuche wurden auf Anregung und mit Unterstützung des Reichskohlenrates durchgeführt, wofür an dieser Stelle verbindlichst gedankt sei.

Digitized by Google

Digitized by Google

Mitteilungen der deutschen
Materialprüfungsanstalten

Sonderheft VIII:
Aus dem **Kaiser Wilhelm-Institut für Metallforschung** und dem
Staatlichen Materialprüfungsamt zu Berlin-Dahlem

Die Eigenschaften des Hartmessings

Von

Prof. Dr.-Ing. e. h. O. Bauer
Kaiser Wilhelm-Institut für Metallforschung

Prof. K. Memmler
Staatliches Materialprüfungsamt

Mit 76 Abbildungen

Berlin
Verlag von Julius Springer
1929

Digitized by Google

Inhaltsangabe.

Seite

I. Teil. Untersuchung der einzelnen Materialien 3

Material A:

1. Probematerial 3
2. Untersuchung (Material A) 3
   a) Erstarrungspunkt und Kleingefüge 3
   b) Zugversuche 4
   c) Spannungsmessungen 5

Material B:

1. Probenmaterial 6
2. Untersuchung (Material B) 6
   a) Erstarrungspunkt und Kleingefüge 6
   b) Zugversuche 6
   c) Nachweis von Spannungen 8
   d_1) Kerbschlagversuche bei gewöhnlicher Temperatur 9
   d_2) Kerbschlagversuche bei höheren Temperaturen 10
   e) Kugeldruckversuche 11

Material C:

1. Probenmaterial 12
2. Untersuchung (Material C) 13
   a) Erstarrungspunkt und Kleingefüge 13
   b) Zugversuche 14
   c) Spannungsmessungen 15
   d) Kerbschlagversuche 15
   e) Kugeldruckversuche 16

Material D:

1. Probenmaterial 16
2. Untersuchung (Material D) 17
   a) Erstarrungspunkt und Kleingefüge 17
   b) Zugversuche 19
   c) Spannungsmessungen 20
   d) Druckversuche 20
   e) Scherversuche 20
   f) Schlagversuche 21
   g) Kugeldruckversuche 22
   h) Wechselschlagversuche 22
   i) Kerbschlagversuche 23

Material E:

1. Probenmaterial 25
2. Untersuchung (Material E) 25
   a) Erstarrungspunkt und Kleingefüge 25
   b) Zugversuche 26
   c) Spannungsmessungen 29
   d) Druckversuche 30

Seite

   e) Schlagversuche 34
   f) Verdrehungsversuche 37
   g) Kerbschlagversuche 37
   h) Kugeldruckversuche 37

II. Teil. Zusammenfassung der Ergebnisse 42

1. Chemische Zusammensetzung 42
2. Bearbeitbarkeit 43
3. Erstarrungs- und Umwandlungstemperatur . . 43
4. Kleingefüge 44
5. Einfluß der Preßtemperatur auf die Ausbildung des Kleingefüges 44
6. Nachprüfung des Einflusses der Preßtemperatur auf Gefüge und Festigkeitseigenschaften von MS 58 45
7. Die Festigkeitseigenschaften 48
   a) Festigkeitskoeffizienten aus den Zugversuchen 49
      α) Anlieferungszustand: gepreßt 49
      β) Anlieferungszustand: gepreßt und gezogen 50
      γ) Dritter Anlieferungszustand: Nachbehandlung durch Richten oder Abrollen 52
   b) Brinellhärte 52
   c) Kerbzähigkeit 53
   d) Druckversuche 54
   e) Scherfestigkeit 54
   f) Torsionsfestigkeit 54
   g) Schlagfestigkeit 55
   h) Wechselschlag-(Dauerschlag-)Festigkeit . . . 55
8. Zusammenfassung der Grenzwerte 55
9. Spannungszustand 55

III. Teil (Anhang). Kurze Angaben über die Durchführung der Festigkeitsversuche, Spannungsmessungen usw. 56

1. Zugversuche 56
2. Druckversuche 56
3. Kugeldruckversuche 56
4. Schlagversuche 56
5. Verdrehungsversuche 56
6. Scherversuche 56
7. Kerbschlagversuche 57
8. Wechselschlagversuche 57
9. Nachweis von Reckspannungen durch Ätzung mit Quecksilbersalzlösung 57
10. Verfahren zur Messung der Größenordnung von Reckspannungen 57

Digitized by Google

Die Eigenschaften des Hartmessings MS 58.

(Schraubenmessing.)

Von **O. Bauer** und **K. Memmler.**

Im Normenausschuß der Deutschen Industrie wurde im Jahre 1921 die Anregung gegeben, die Eigenschaften der verschiedenen, genormten Messingsorten genauer zu untersuchen. Das Staatl. Materialprüfungsamt und das Kaiser-Wilhelm-Institut für Metallforschung zu Berlin-Dahlem erklärten sich bereit, zunächst die Prüfung des Hartmessings M S 58 zu übernehmen.

Von fünf Firmen der messingerzeugenden Großindustrie wurde Stangenmaterial verschiedener Abmessungen aus dem laufenden Betrieb für die Untersuchungen zur Verfügung gestellt.

Die Prüfung ist nunmehr abgeschlossen[1], und wir unterbreiten hiermit das Ergebnis der Öffentlichkeit. Zur Erläuterung sei noch folgendes vorausgeschickt:

Die Firmen, die das Material zur Verfügung stellten, sind, einzelnen Wünschen Rechnung tragend, nicht genannt, sondern mit den Buchstaben A, B, C, D und E bezeichnet. Material A, Material B usw. bedeutet also im nachfolgenden: Material geliefert von der Firma A, von der Firma B usw.

Da es sich somit um Materialien verschiedener Herkunft, verschiedener Herstellungsverfahren und Abmessungen und zum Teil auch verschiedener chemischer Zusammensetzung (verschiedene Bleigehalte) handelte, so erschien es zweckmäßig, zunächst im I. Teil der Arbeit die Angaben des Herstellers und die Prüfungsergebnisse jeden Materials gesondert zu bringen und erst im II. Teil zu versuchen, die Ergebnisse unter einheitlichen Gesichtspunkten zusammenzufassen. Im III. Teil (Anhang) finden sich kurze Angaben und Erläuterungen über die Durchführung der Versuche (Arbeitsverfahren, Meßmethoden usw.), die für alle Versuche gelten und auf die in den Teilen I und II, wo erforderlich, nur kurz hingewiesen ist.

I. Teil.

Untersuchungen der einzelnen Materialien.

Material A.

1. Probematerial.

Folgendes Probematerial wurde zur Verfügung gestellt:

1 Stangenabschnitt Rundmessing (2,06 m Länge) gezeichnet Nr. 2, etwa 30 mm ⌀, gepreßt, nicht gezogen.

1 Stangenabschnitt Rundmessing (2,06 m Länge), gezeichnet Nr. 1, gepreßt und auf etwa 29 mm gezogen.

1 Stangenabschnitt Rundmessing (1,34 m Länge), gezeichnet Nr. 3, gepreßt, gezogen und gerichtet[1]. Durchmesser etwa 29 mm.

Hierzu wurden folgende Angaben gemacht:

„Die drei Stangenabschnitte entstammen alle ein und demselben Gußknüppel. Die chemische Zusammensetzung ist folgende:

Material A. Chemische Zusammensetzung.

	Werksanalyse[2] %
Kupfer	58,36
Zink	Rest
Blei	1,24
Eisen	0,14
Zinn	Spuren
Nickel	nicht bestimmt

Der Durchmesser des gegossenen Knüppels war 135 mm, derjenige des Preßrezipienten 145 mm, der Preßdruck betrug 150 Atm. Die gezogene sowie die gezogene und gerichtete Stange sind mit einem einzigen Zug aus der Preßstange ohne Zwischenglühung gearbeitet worden."

2. Untersuchung (Material A).

a) Erstarrungspunkt und Kleingefüge.

Messing A beginnt bei 880° zu erstarren; bei 442° macht sich eine deutliche Wärmetönung bemerkbar, die der $\beta \rightarrow \beta'$-Umwandlung[3] entspricht.

Das Kleingefüge ist kennzeichnend für $\alpha + \beta$-Messing. Abb. 1 ($v = 100$)[4] zeigt das Kleingefüge[5] der Stange Nr. 1 (gepreßt und gezogen). Die α-Kristalliten (weiß in Abb. 1) sind nadlig ausgebildet, eine deutliche Reckung in der durch einen Pfeil angedeuteten Längs-

[1] Bei der Durchführung der umfangreichen Untersuchungen wurden wir in dankenswerter Weise von folgenden Herren unterstützt: Prof. Fick, Dr. Ing. Sieglerschmidt, Dipl.-Ing. Ermlich, Ing. Geist, Ing. Ratti.

[1] Über das „Richten" wurden nachträglich folgende Angaben gemacht: „Das Richten wird auf einer Maschine mit schräg stehenden, etwas konischen Walzen vorgenommen. Bei diesem Richtprozeß findet ein geringes Stauchen des Materials statt, durch welches der Querschnitt etwas zunimmt."

[2] Die im K.-W.-Inst. für Metallforschung ausgeführte Analyse ist Seite 43 mitgeteilt.

[3] Die Gefügebezeichnungen α, β usw. beziehen sich auf das im II. Teil Abb. 61 wiedergegebene Erstarrungs- und Umwandlungsschaubild der Zink-Kupfer-Legierungen.

[4] $v = 100$ bedeutet 100fache lineare Vergrößerung.

[5] Geätzt mit Ammoniumpersulfat und ammoniakalischem Kupferammoniumchlorid.

Digitized by Google

achse der Stange ist nicht erkennbar. Wesentliche Unterschiede zwischen dem Gefüge der nur „gepreßten" Stange 2 und der „gepreßten und gezogenen" Stange 1 bestehen nicht. Abb. 2 ($v = 100$) zeigt das Gefüge der

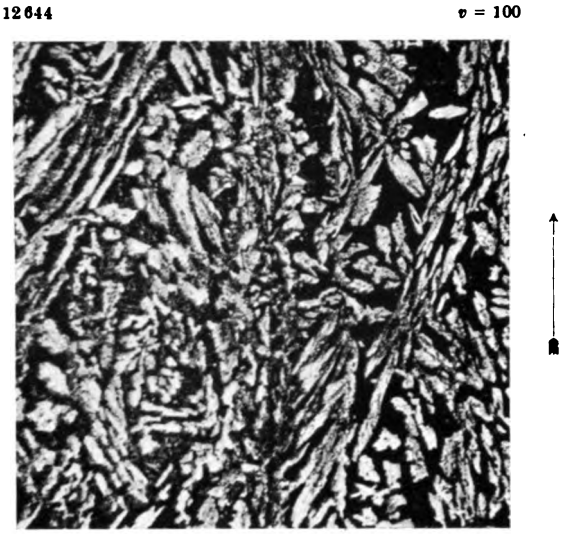


Abb. 1. Material A, Nr. 1. Gepreßt und gezogen.

gepreßten und gezogenen Stange 1 nach dem Ausglühen bei 650°. Die α-Kristalliten erscheinen mehr rundlich ausgebildet als bei dem nicht ausgeglühten Material. Das Gefüge der gepreßten, gezogenen und gerichteten Stange 3 ist in Abb. 3 ($v = 100$) wiedergegeben. Es ähnelt in seinem Aufbau mehr dem Gefüge des ausgeglühten (vgl. Abb. 3 mit Abb. 2) als dem des gepreßten oder gezogenen Materials[1].

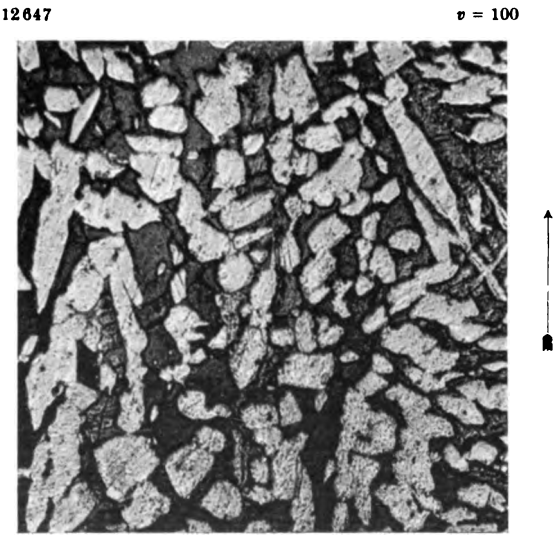


Abb. 2. Material A, Nr. 2. Gepreßt, gezogen und dann bei 650° ausgeglüht.

b) Zugversuche.

In Tabelle 1 sind die Ergebnisse der Zugversuche des Materials im Zustand der Einlieferung ins Amt zusammengestellt.

In Abb. 4a sind die Mittelwerte graphisch aufgetragen. Das nur gepreßte Material Nr. 2 hat niedrigste Festigkeit bei höchster Dehnung. Durch das Kaltziehen der gepreßten Stange (Material Nr. 1) wurde die Festigkeit um rund 200 kg/cm² gesteigert, die Dehnung jedoch beträchtlich verringert (von 34,9 auf 28,6%). Durch das Richten der vorher gepreßten und gezogenen Stange

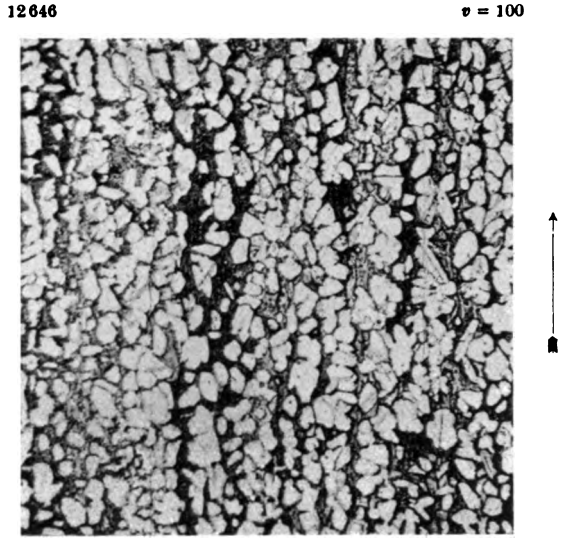


Abb. 3. Material A, Nr. 3. Gepreßt, gezogen und gerichtet.

ist ein weiteres Ansteigen der Festigkeit (wiederum um rund 200 kg/cm²) und ein weiteres Herabsinken der Dehnung erzielt worden. Auffallend bleibt hierbei, daß sich nicht auch ψ in gleicher Weise ändert. Zur Ermittlung der Festigkeitseigenschaften im ausgeglühten Zustand wurden Probestäbe aus allen drei Stadien der Verarbeitung je 2 Stunden bei 650° ausgeglüht und an der Luft abkühlen gelassen. Die Ergebnisse der Festigkeitsprüfungen sind in Tabelle 2 zusammengestellt und die Mittelwerte in Abb. 4b graphisch aufgetragen.

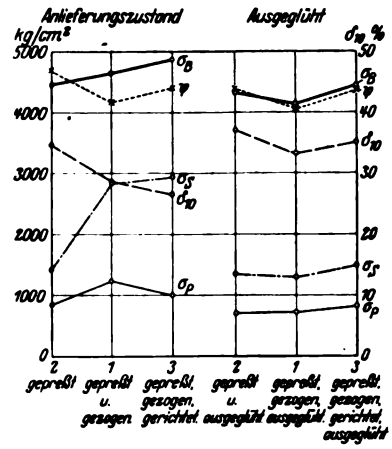


Abb. 4 a. Abb. 4 b.

Abb. 4 a u. b. Zugversuche mit Material A.

Aus Tabelle 2 und Abb. 4b geht hervor, daß durch das Ausglühen bei 650° auch bei der gepreßten Stange Nr. 2 ein zwar schwaches, aber deutliches Herabsinken der Festigkeit und Ansteigen der Dehnung zu erzielen war. Bei der gepreßten und kaltgezogenen Stange Nr. 1 wurde die Festigkeit durch das Ausglühen am stärksten heruntergedrückt; die Dehnung erreicht jedoch nicht den hohen Wert wie bei Material Nr. 2. Bei Material Nr. 3 (gepreßt, gezogen und gerichtet) wurden durch

[1] Über die Entstehungsbedingungen dieser verschiedenen Gefügeausbildungen siehe II. Teil, Seite 44.

Digitized by Google

Tabelle 1. Anlieferungszustand.

Material	Zustand des Materials	Abmessungen: Durchmesser d cm	Abmessungen: Querschnitt F cm²	Festigkeit: Spannung kg/cm²: σ_P	σ_S	σ_B	Streckgrenzeverhältnis $\frac{\sigma_S}{\sigma_B} \cdot 100$	Formänderung: Dehnung δ_{10} für die Meßlänge $l = 10$ cm %	Querschnittsverminderung $\psi = \frac{\Delta F}{F} \cdot 100$	Elastizitätsmodul $\frac{1}{\alpha} = E$ kg/cm²
A 58,36 Cu 1,24 Pb 0,14 Fe Spur Sn Rest Zn	Nr. 2 gepreßt (30 mm)	1,011	0,803	870	1430	4480	32	34,7	45	—
		1,011	0,803	870	1430	4450	32	32,8	47	—
		1,009	0,800	750	1430	4440	32	37,2	48	—
	Mittel:	—	—	**830**	**1430**	**4460**	**32**	**34,9**	**47**	—
	Nr. 1 gepreßt und gezogen (29 mm)	1,010	0,801	1250	2810	4650	60	29,5	42	1005000
		1,011	0,803	1250	2810	4670	60	28,2	39	1013000
		1,011	0,803	1120	2860	4700	61	28,2	44	1024000
	Mittel:	—	—	**1210**	**2830**	**4670**	**60**	**28,6**	**42**	**1014000**
	Nr. 3 gepreßt, gezogen und gerichtet (29 mm)	1,014	0,808	990	2920	4890	60	27,3	45	1037000
		1,010	0,810	1000	2950	4870	61	26,0	43	1040000
	Mittel:	—	—	**1000**	**2940**	**4880**	**61**	**26,7**	**44**	**1038500**

Tabelle 2. 2 Stunden bei 650° C ausgeglüht und an der Luft abgekühlt.

Material	Zustand des Materials	Abmessungen: Durchmesser d cm	Abmessungen: Querschnitt F cm²	Festigkeit: Spannung kg/cm²: σ_P	σ_S	σ_B	Streckgrenzeverhältnis $\frac{\sigma_S}{\sigma_B} \cdot 100$	Formänderung: Dehnung δ_{10} für die Meßlänge $l = 10$ cm %	Querschnittsverminderung $\psi = \frac{\Delta F}{F} \cdot 100$	Elastizitätsmodul $\frac{1}{\alpha} = E$ kg/cm²
	Nr. 2 gepreßt und ausgeglüht	1,009	0,800	750	1330	4340	31	37,6	42	—
		1,010	0,801	750	1340	4310	31	35,4	45	—
		1,009	0,800	750	1310	4310	30	38,3	46	—
	Mittel:	—	—	**750**	**1330**	**4320**	**31**	**37,1**	**44**	—
A 58,36 Cu 1,24 Pb 1,14 Fe Spur Sn Rest Zn	Nr. 1 gepreßt, gezogen und ausgeglüht	1,009	0,800	880	1440	4220	34	Außerhalb der Teilung gerissen		
		1,009	0,800	630	1210	4000	30	30,7	40	—
		1,011	0,803	750	1270	4170	30	35,9	42	—
	Mittel:	—	—	**750**	**1310**	**4130**	**31**	**33,3**	**41**	—
	Nr. 3 gepreßt, gezogen, gerichtet und ausgeglüht	1,010	0,801	870	1500	4460	34	36,0	45	—
		1,012	0,804	870	1470	4450	33	34,7	42	—
	Mittel:	—	—	**870**	**1490**	**4460**	**34**	**35,4**	**44**	—

das Ausglühen annähernd dieselben Festigkeits- und Dehnungszahlen erreicht wie beim Material 2 im gepreßten Zustand.

c) Spannungsmessungen.

Kaltgerecktes Material enthält innere, sog. Reckspannungen oder Eigenspannungen, die nach dem Verfahren von E. Heyn und O. Bauer[1] durch Messung der Längenänderungen eines Stabes vor und nach dem Abdrehen von dünnen Schichten rechnerisch ermittelt werden können.

Es war von Interesse festzustellen, ob die durch das Kaltziehen bedingten Eigenspannungen der Stange Nr. 1 durch das nachträgliche Richten (Stange Nr. 3) Erhöhung oder Verringerung erfahren. Der Elastizitätsmodul E des Messings schwankt mit dem Bearbeitungszustand (s. Tabelle 1). Für sämtliche in vorliegender Arbeit durchgeführten Spannungsmessungen wurde für E der einheitliche Wert von 1000000 kg/cm² in Rechnung gesetzt[1].

In Tabelle 3 sind die Spannungsmessungen der gepreßten und gezogenen Stange Nr. 1 und in Tabelle 4 die der gepreßten, gezogenen und gerichteten Stange Nr. 3 zusammengestellt und in Abb. 5 und 6 graphisch aufgetragen[2].

Aus den Tabellen 3 und 4 und den Abb. 5 und 6 geht folgendes hervor:

1. Das gepreßte und gezogene Material weist in der Außenzone starke Zugspannungen auf; sie gehen über

[1] Über die Durchführung des Verfahrens siehe III. Teil (Anhang) Seite 57.

[1] Die dadurch bedingten Abweichungen sind nicht erheblich, sie schwanken im vorliegenden Falle zwischen 0,5 und 4% (siehe Tabelle 1).

[2] Über die Art der graphischen Darstellung siehe III. Teil (Anhang) Seite 58.

Digitized by Google

eine neutrale Faser in Druckspannungen über (s. Tabelle 3 und Abb. 5).

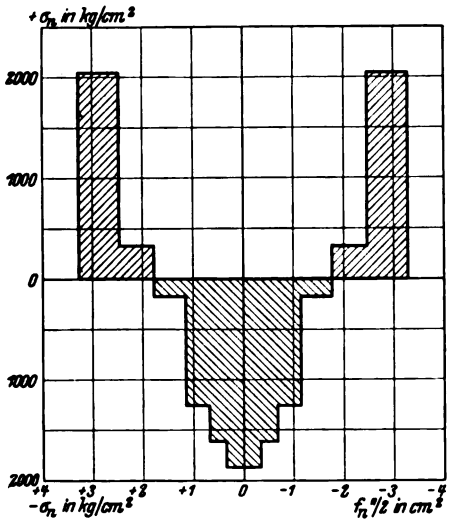


Abb. 5. Reckspannungen. Material A, Nr. 1. Gepreßt und gezogen.

2. Durch das Richten der gezogenen Stange sind die Zugspannungen wesentlich geringer geworden. Die neutrale Faser hat sich mehr nach dem inneren Teil der Stange verschoben, so daß die Druckspannungen im

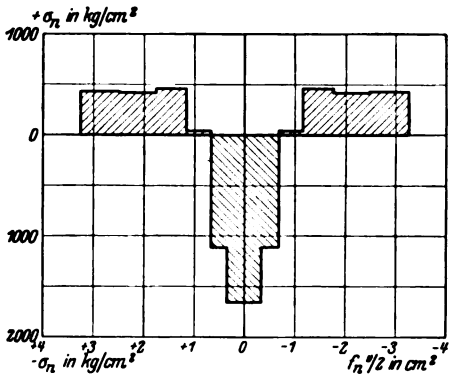


Abb. 6. Reckspannungen. Material A, Nr. 3. Gepreßt, gezogen und gerichtet.

restlichen Teil, die den Zugspannungen das Gleichgewicht halten müssen, immer noch beträchtlich erscheinen.

Tabelle 3. Spannungsmessungen (Abb. 5).
Material Nr. 1 (gepreßt und gezogen).
(Ursprüngliche Länge der Abdrehung $l = 17{,}01$ cm.)

Nr. der abgedrehten Schicht	Durchmesser des Stabes nach der n ten Abdrehung cm	Querschnitt: der abgedrehten Schicht f_n' cm²	Querschnitt: des übrigbleibenden Stabteiles f_n'' cm²	Längenänderung des Stabes nach der n ten Abdrehung l_{n-1} cm	Spannung in der n ten Schicht des ursprünglichen Stabes σ_n in kg/cm²
0	2,89	0	6,560	—	—
1	2,51	1,612	4,948	0,01135	+2050
2	2,11	1,451	3,497	0,01836	+ 325
3	1,71	1,200	2,297	0,02633	— 180
4	1,32	0,928	1,367	0,02955	—1265
5	0,93	0,691	0,678	0,03188	—1610
—	0	0,678	0	—	—1875

Tabelle 4. Spannungsmessungen (Abb. 6).
Material Nr. 3 (gepreßt, gezogen und gerichtet).
(Ursprüngliche Länge der Abdrehung $l = 17{,}02$ cm.)

Nr. der abgedrehten Schicht	Durchmesser des Stabes nach der n ten Abdrehung cm	Querschnitt: der abgedrehten Schicht f_n' cm²	Querschnitt: des übrigbleibenden Stabteiles f_n'' cm²	Längenänderung des Stabes nach der n ten Abdrehung l_{n-1} cm	Spannung in der n ten Schicht des ursprünglichen Stabes σ_n in kg/cm²
0	2,89	0	6,560	—	—
1	2,51	1,612	4,948	0,00235	+ 425
2	2,12	1,418	3,530	0,00619	+ 420
3	1,71	1,233	2,297	0,01371	+ 465
4	1,32	0,928	1,369	0,02350	+ 45
5	0,928	0,693	0,676	0,02819	—1120
—	—	0,676	0	—	—1655

Material B.

1. Probenmaterial.

Zunächst wurden drei kleine Abschnitte (Gewicht 4,8 kg) Messing übersandt. Hierzu wurden folgende Angaben gemacht:

„Die Stangen sind hergestellt aus Gußbolzen von 180 mm ∅ und in einer 2000-Tonnen-Presse auf 21 mm sechskant gepreßt. Beim Pressen trat ein Anfangsdruck von 150 Atm. auf, welcher sich steigerte auf 180, bis zum Schlusse 240 Atm. Die Preßgeschwindigkeit betrug 0,8 m in der Sekunde und die Preßtemperatur 650 bis 675°. Nach dem Pressen wurden die Stangen gebeizt und in einem Zuge von 21 mm auf 19 mm sechskant gezogen[1]. Eine Zwischenglühung erfolgte nicht."

Da das Probenmaterial für die beabsichtigten Untersuchungen nicht ausreichte, so wurden nachträglich noch 15 m Sechskantmessing (19 mm) übersandt. Die chemische Zusammensetzung (Werksanalyse[2]) war folgende:

„57,95 % Kupfer
2,05 „ Blei
0,25 „ Eisen
39,75 „ Zink."

2. Untersuchung (Material B).

a) Erstarrungspunkt und Kleingefüge.

Messing B beginnt bei 884° zu erstarren, die $\beta \rightarrow \beta'$-Umwandlung tritt bei 443° ein.

Abb. 7 ($v = 100$) zeigt das Kleingefüge im Anlieferungszustand[3]; es entspricht dem Gefüge des Materials A im gepreßten und gezogenen Zustand (nadliges Gefüge, s. Abb. 1). Nach dem Ausglühen bei 650° erscheinen die α-Kristalliten zusammengeballt (s. Abb. 8, $v = 100$).

b) Zugversuche.

Zunächst wurde die Zugfestigkeit des Materials im Anlieferungszustand, nach dem Ausglühen bei 650° und nach dem Abschrecken von 750° (also aus dem β-Gebiet) ermittelt.

---

[1] Der Durchmesser des eingeschriebenen Kreises beträgt 19 mm.

[2] Die im K.-W.-Inst. für Metallforschung ausgeführte Analyse ist Seite 43 mitgeteilt.

[3] Der Pfeil deutet die Längsachse der Stange an.

Digitized by Google

Die Ergebnisse sind in Tabelle 5 zusammengestellt und in Abb. 9a graphisch aufgetragen. Aus Tabelle 5 und Abb. 9a geht folgendes hervor:

Material B weist im Anlieferungszustand hohe Festigkeit und hohe Streckgrenze $\left(\frac{\sigma_S}{\sigma_B} \cdot 100 = 79\right)$ bei niedriger obwohl die Streckgrenze nicht die Höhe erreicht wie bei Zustand 1. Demzufolge ist auch σ_S/σ_B kleiner als bei Zustand 1.

Im geglühten Zustande stimmen übrigens die beiden Materialien A und B in allen Eigenschaften nahezu überein.

$v = 100$

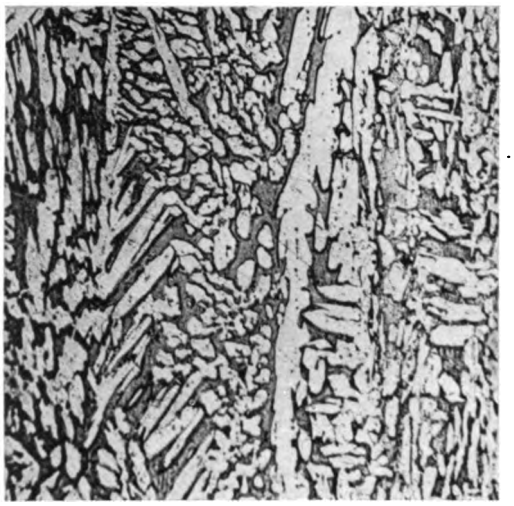


Abb. 7. Material B, gepreßt und gezogen.

$v = 100$

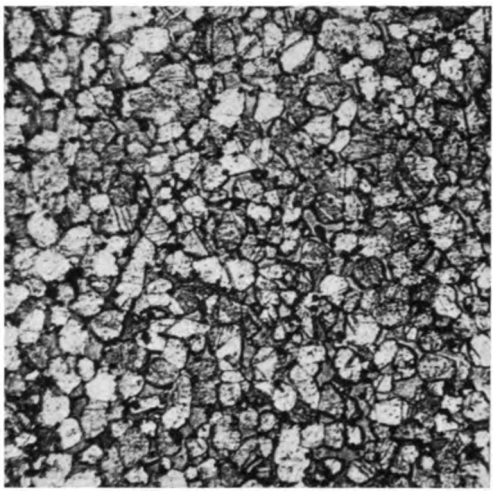
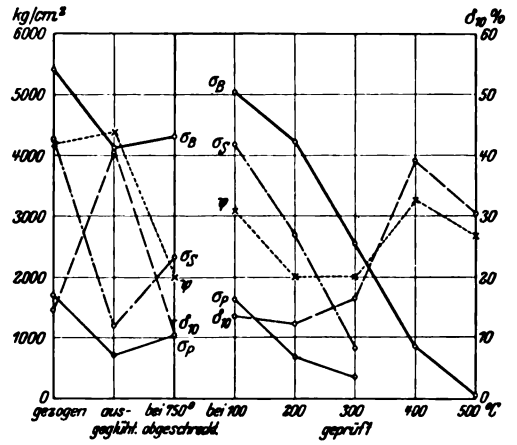


Abb. 8. Material B, gepreßt, gezogen und bei 650° ausgeglüht.

Dehnung auf. Der Kaltreckungsgrad ist demnach ein beträchtlicher. Durch das Ausglühen bei 650° wird die Festigkeit und vor allem die Streckgrenze wesentlich erniedrigt. Auch bei diesem Material ist auffallend, daß trotz sehr viel geringerer Dehnung (gegenüber Material A, Tabelle 1) die Querschnittsverminderung ψ in den beiden ersten Zuständen (Anlieferung und 650° Glühung) nahezu gleich groß ist.

Nach dem Abschrecken bei 750° war das Streckgrenzverhältnis $\frac{\sigma_S}{\sigma_B} \cdot 100 = 55$ wieder gestiegen, die Streckgrenze σ_S also erhöht ohne gleichzeitige wesentliche Erhöhung von σ_B. Bei Zustand 3 (Abschrecken) ändert sich auch ψ.

Das Abschrecken wirkt im übrigen stärker abweichend auf δ und ψ als das Kaltrecken (gepreßt und gezogen),



a bei gewöhnlicher Temperatur geprüft. b bei höherer Temperatur geprüft.

Abb. 9a u. b. Zugversuche mit Material B.

Tabelle 5. Zugversuche bei gewöhnlicher Temperatur (Abb. 9a).

Material	Zustand des Materials	Abmessungen: Durchmesser d cm	Abmessungen: Querschnitt F cm²	Festigkeit: Spannung kg/cm² σ_P	σ_S	σ_B	Streckgrenzeverhältnis $\frac{\sigma_S}{\sigma_B} \cdot 100$	Formänderung: Dehnung δ_{10} für die Meßlänge $l = 10$ cm %	Querschnittsverminderung $\psi = \frac{\Delta F}{F} \cdot 100$	Elastizitätsmodul $\frac{1}{\alpha} = E$ kg/cm²
B 57,95 Cu 2,05 Pb 0,25 Fe Rest Zn	1. Anlieferungszustand (gepreßt und gezogen)	1,009	0,800	1630	4250	5380	79	15,8	43	1140000
		1,012	0,804	1740	4290	5410	79	12,5	42	1150000
		1,008	0,798	1750	4260	5450	78	15,1	40	1140000
	Mittel:	—	—	**1710**	**4270**	**5410**	**79**	**14,5**	**42**	**1143300**
	2. 2 Stunden bei 650° ausgeglüht und an der Luft der Abkühlung überlassen	1,006	0,795	630	1190	4180	28	41,9	47	1100000
		1,007	0,796	750	1210	4080	30	38,4	38	1028000
		1,009	0,800	750	1200	4090	29	42,0	48	1015000
	Mittel:	—	—	**710**	**1200**	**4120**	**29**	**40,8**	**44**	**1047800**
	3. 2 Stunden bei 750° geglüht und dann in Wasser von 18° abgeschreckt	1,024	0,824	970	2320	4280	54	11,4	21	1070000
		1,022	0,824	1100	2380	4330	55	9,5	19	1078000
	Mittel:	—	—	**1040**	**2350**	**4310**	**55**	**10,5**	**20**	**1074000**

Digitized by Google

Tabelle 6. Zugversuche bei höheren Temperaturen (Abb. 9b).

Material	Zustand des Materials		Abmessungen: Durchmesser d cm	Abmessungen: Querschnitt F cm²	Festigkeit: Spannung kg/cm²: σ_P	σ_S	σ_B	Streckgrenzeverhältnis $\frac{\sigma_S}{\sigma_B} \cdot 100$	Formänderung: Dehnung δ_{10} für die Meßlänge $l = 10$ cm %	Querschnittsverminderung $\psi = \frac{\Delta F}{F} \cdot 100$
B 57,95 Cu 2,05 Pb 0,25 Fe Rest Zn	Geprüft bei den nebenstehenden Temperaturen	100°	1,016	0,811	1360	4160	5060	82	14,1	33
			1,018	0,814	1720	4150	5100	81	15,4	34
			1,021	0,819	1830	4250	5010	85	11,6	26
		Mittel:	—	—	**1640**	**4190**	**5060**	**83**	**13,7**	**31**
		200°	1,017	0,812	740	2710	4250	64	11,4	15
			1,016	0,811	490	2710	4190	65	13,9	23
			1,022	0,920	850	2680	4270	63	11,5	22
		Mittel:	—	—	**690**	**2700**	**4240**	**64**	**12,3**	**20**
		300°	1,014	0,808	430	930	2720	34	15,8	20
			1,012	0,819	310	810	2560	32	16,5	19
			1,010	0,801	370	760	2370	32	18,1	21
		Mittel:	—	—	**370**	**830**	**2550**	**33**	**16,8**	**20**
		400°	1,023	0,822	—	—	910	—	40,7	34
			1,015	0,809	—	—	800	—	38,1	31
		Mittel:	—	—	—	—	**860**	—	**39,4**	**33**
		500°	1,016	0,811	—	—	31	—	30,9	27

Abb. 10. Längsaufreißen einer Sechskantstange (Material B) infolge innerer Spannungen nach dem Aufschneiden mittels Kaltsäge.

Zugversuche bei höheren Temperaturen[1] (bei 100, 200, 300, 400 und 500°) ergaben die in Tabelle 6 und Abb. 9b zusammengestellten Ergebnisse.

Aus Tabelle 6 und Abb. 9b geht hervor, daß bereits bei 200° die Proportionalitätsgrenze und die Streckgrenze stark abfallen. Bei 300° liegt bereits die Festigkeit (σ_B) weit unter der der ausgeglühten Proben bei gewöhnlicher Temperatur (Tabelle 5). Bei 400° ist die Festigkeit nur noch gering und bei 500° ist sie kaum noch vorhanden. Dehnung und Querschnittsverminderung erreichen bei 400° Höchstwerte. Bei 500° tritt bereits deutlicher Abfall ein. Dieser starke Abfall der Festigkeit oberhalb etwa 350° hängt mit dem hohen Bleigehalt ursächlich zusammen. Das Blei liegt im Messing als elementares Blei vor[2]. Im Gußblock tritt es in Tröpfchenform auf, durch den Preß- und Ziehvorgang werden die Tröpfchen weitgehend gestreckt. Bei 326° tritt bereits Verflüssigung des Bleies ein; hierdurch wird der Zusammenhang innerhalb des Materials unterbrochen und die Festigkeit (σ_B) sinkt ab, während die Dehnbarkeit stark ansteigt.

c) Nachweis von Spannungen.

Aus den Zugversuchen (Tabelle 5) ging bereits hervor, daß das Material B starke Kaltreckung erfahren hatte. Es war daher zu erwarten, daß starke innere Spannungen auftreten würden. Von einer quantitativen Messung der Reckspannungen nach dem Verfahren von E. Heyn und O. Bauer[1] wurde wegen des Sechskantprofils des Materials B Abstand genommen. Der Nachweis der Spannungen geschah auf qualitativem Wege.

Beim Zerlegen eines etwa 75 cm langen Abschnitts der Sechskantstange in der Längsachse durch eine Kaltsäge trat zunächst nur ein schwaches Aufklaffen und Aufbiegen der beiden Hälften ein, als der Sägenschnitt 24 cm weit vorgedrungen war, riß plötzlich die Stange in der Längsachse um weitere 24 cm auf (s. Abb. 10).

[1] Über die Durchführung der Zugversuche bei hohen Temperaturen siehe III. Teil (Anhang) Seite 56.

[2] Siehe II. Teil Seite 44.

[1] Siehe III. Teil (Anhang) Seite 57.

Digitized by Google

Ein weiteres Mittel zum Nachweis von Reckspannungen ist Ätzung mit Quecksilbernitratlösung[1].

Mit starken Spannungen behaftetes Messing reißt nach einiger Zeit auf, während spannungsarmes oder spannungsfreies Messing durch Quecksilbernitrat nicht zum Aufreißen gebracht werden kann.

Probeabschnitte von etwa 100 mm Länge aus der Sechskantstange B wurden nach verschiedener Vorbehandlung mit Quecksilbernitrat geätzt. Die Ergebnisse sowie nähere Angaben über Vorbehandlung, Ätzdauer usw. sind in Tabelle 7 zusammengestellt. Einige der geätzten Probeabschnitte sind in Abb. 11 im Lichtbild wiedergegeben.

Tabelle 7. Ätzversuche mit Messing B in Quecksilbernitratlösung.

Zustand der Probestücke	Ätzung	Aussehen der Probestücke nach der Ätzung	Abbildungen
Anlieferungszustand	1 proz. Quecksilbernitratlösung. Ätzdauer: 24 Stunden.	Starke Aufspaltung u. zahlreiche Risse	11a
2 Stunden bis 50° angelassen		do.	11b
2 Stunden bis 100° angelassen		do.	11c 11d
2 Stunden bis 150° angelassen		Aufspaltungen, jedoch nicht so tiefgehend wie oben	11e 11f
2 Stunde bis 200° angelassen		Rißfrei geblieben	—
2 Stunden bis 250° angelassen		do.	—
2 Stunden bis 300° angelassen		do.	—
2 Stunden bei 350° angelassen		do.	—
2 Stunden bei 400° angelassen		do.	—
auf 18,8 mm ⌀ abgedreht		Starke Aufspaltung und zahlreiche Risse	11g
auf 17,1 mm ⌀ abgedreht		do.	11h
auf 15,5 mm ⌀ abgedreht		Schwache Aufspaltung	11i
auf 13,1 mm ⌀ abgedreht		Rißfrei geblieben	—
auf 10,8 mm ⌀ abgedreht		do.	—
auf 10 mm Breite abgehobelt		Starke Aufspaltung	11k 11l

Aus Tabelle 7 und Abb. 11 ergibt sich, daß bereits 200° Anlaßhitze genügen, um die Reckspannungen so weit zu erniedrigen, daß Aufreißen nach Ätzung mit Quecksilbernitrat nicht mehr eintritt.

Bei kaltgezogenen Profilen enthalten die Außenschichten Zugspannungen, die über eine neutrale Zone in Druckspannungen übergehen (s. auch Abb. 5). Durch Abdrehen der Außenschichten muß es daher möglich sein, zu Querschnitten mit immer geringeren Zugspannungen zu kommen. Die in Tabelle 7 mitgeteilten Versuche bestätigen obiges. Schon nach dem Abdrehen auf 15,5 mm Durchmesser[1] traten nach Ätzung mit Quecksilbernitrat nur noch schwache Aufspaltungen auf (s. auch Abb. 11i) und nach dem Abdrehen auf 13,1 mm

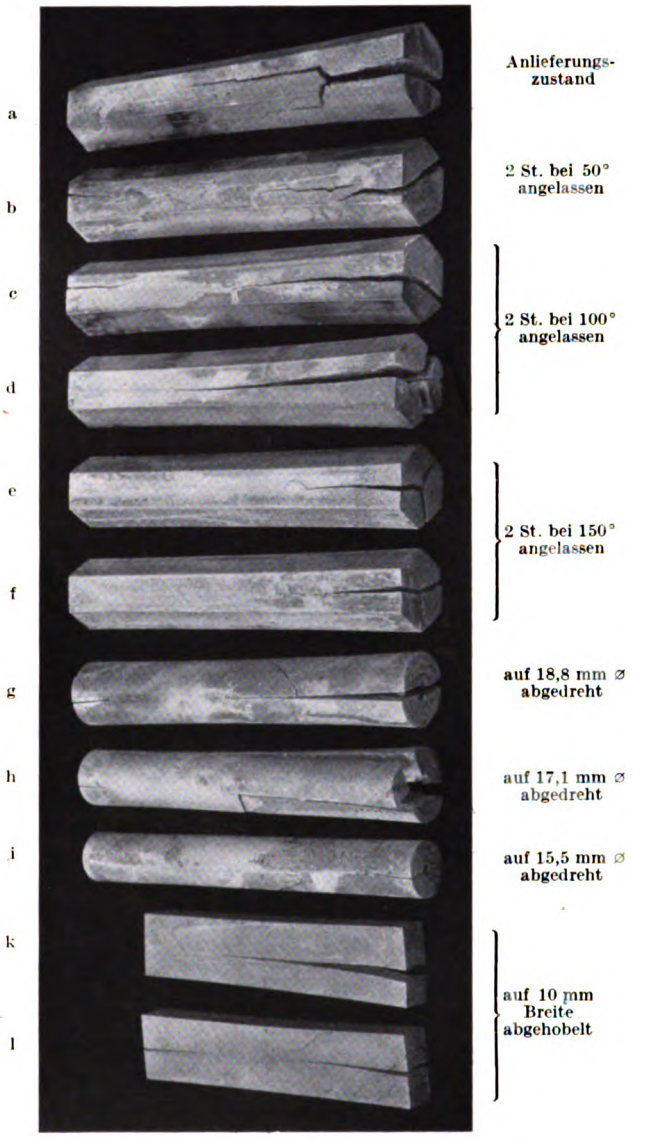


Abb. 11. Ätzversuche mit Messing B in Quecksilbernitratlösung nach verschiedener Vorbehandlung der Probestücke.

Durchmesser blieben die Probenabschnitte bereits rißfrei. Durch einseitiges oder auch beiderseitiges Abhobeln konnten jedoch, wie auch nicht anders zu erwarten, die Spannungen nicht aufgehoben werden (s. Abb. 11k u. l).

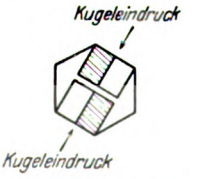


Abb. 12. Lage der Kerbschlagprobe im Sechskantprofil B.

d_1) Kerbschlagversuche[2] bei gewöhnlicher Temperatur.

Die Lage der Probestäbe im Sechskantprofil ist aus Abb. 12 ersichtlich.

Die Stäbe wurden auf verschieden hohe Temperaturen t erhitzt (Zeitdauer der Erhitzung 2 St. lang) und dann in Wasser von Zimmerwärme abgeschreckt.

[1] Näheres siehe III. Teil (Anhang), Seite 57.

[1] Der Durchmesser des eingeschriebenen Kreises im ursprünglichen Querschnitt des Sechskantmessing betrug 19 mm.

[2] Über die Abmessungen der Probestäbe und die Durchführung der Kerbschlagversuche siehe III. Teil (Anhang) Seite 57.

Digitized by Google

In Tabelle 8 sind die Versuchsergebnisse zusammengestellt und in Abb. 13 graphisch aufgetragen.

Aus Tabelle 8 und Abb. 13 geht hervor, daß durch Anlassen bis 50 und 100° die an und für sich nicht erhebliche Kerbzähigkeit des kaltgereckten Messings zunächst noch weiter heruntergedrückt wird. Es ist dies die gleiche Erscheinung, die man auch bei kaltgerecktem Eisen („Altern des Eisens") beobachtet[1].

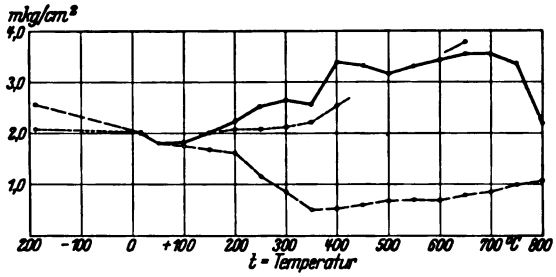


Abb. 13. Kerbschlagversuche mit Material B.

•———• von $t°$ in Wasser abgeschreckt,
•– – –• bei $t°$ geschlagen,
•·····• von $t°$ auf Zimmertemperatur abgekühlt.

Bei 200° beginnt bereits die Anlaßwirkung sich kenntlich zu machen und bei 400° ist der Höchstwert der Schlagarbeit erreicht. Von 400 bis 700° ändert sich die Schlagfestigkeit der abgeschreckten Proben nicht erheblich, bei 750° fängt sie an abzusinken und bei 800° Abschrecktemperatur, also im reinen β-Gebiet (s. Abb. 61), wird das Messing wieder merkbar spröder. Einige weitere Kerbschlagversuche mit Probestäben, die bei verschiedenen Temperaturen angelassen waren und bei denen die Abkühlung an der Luft erfolgt war, sind in Tabelle 9 zusammengestellt und ebenfalls in Abb. 13 eingetragen.

Nach Tabelle 9 und Abb. 13 ist die Abkühlung auf —191° auf die Schlagarbeit bei Zimmerwärme ohne Einfluß. Schlägt man aber die Probe bei —191°, so erscheint das Messing deutlich zäher. Die starke Temperaturerniedrigung hat etwa die Wirkung des Anlassens bei 400° mit nachfolgender Luftabkühlung. Im allgemeinen wiesen die angelassenen und auf Zimmerwärme abgekühlten Proben geringere Schlagarbeiten auf als die nach dem Anlassen abgeschreckten; nur die bei 650° ausgeglühten Proben besaßen etwas höhere Schlagfestigkeit als die entsprechenden abgeschreckten.

d_2) Kerbschlagversuche bei höheren Temperaturen.

Die Entnahme der Probestäbe erfolgte in der gleichen Weise wie bei den Versuchen unter d_1) (Abb. 12). Die Stäbe wurden 2 St. lang auf verschieden hohe Temperaturen t erhitzt, dann möglichst schnell auf die Backen des Pendelhammers aufgelegt und sofort geschlagen. Eine schwache Erniedrigung der Temperatur der Außenschicht der Stäbe war dabei unvermeidlich; sie wurde für die Temperaturen bis etwa 400° auf $< 5°$ und für die höheren Temperaturen auf etwa 8 bis 10° geschätzt.

[1] Hiernach kommt die volle Wirkung der Kaltreckung erst nach einer gewissen Zeit (Alterung) zur Geltung. Durch schwaches Anlassen kann die Erreichung der Alterungsgrenze beschleunigt werden.

Tabelle 8. Kerbschlagversuche mit Material B bei gewöhnlicher Temperatur.

Zustand des Materials	Spezifische Schlagarbeit Einzelwerte mkg/cm²	Mittel mkg/cm²	Zustand des Materials	Spezifische Schlagarbeit Einzelwerte mkg/cm²	Mittel mkg/cm²
Anlieferungszustand	1,96				
	2,04	2,04	von 450°	3,44	
	2,02		abgeschreckt	3,11	3,31
	2,03			3,37	
von 50°	1,80		von 500°	3,29	
abgeschreckt	1,78	1,80	abgeschreckt	3,01	3,12
	1,80			3,06	
von 100°	1,80		von 550°	3,13	
abgeschreckt	1,88	1,82	abgeschreckt	3,20	3,30
	1,78			3,58	
von 150°	1,92		von 600°	3,56	
abgeschreckt	2,05	2,00	abgeschreckt	3,22	3,41
	2,03			3,45	
von 200°	2,21		von 650°	3,95	
abgeschreckt	2,35	2,22	abgeschreckt	3,02	3,53
	2,10			3,60	
von 250°	2,56		von 700°	3,35	
abgeschreckt	2,55	2,52	abgeschreckt	3,53	3,53
	2,45			3,72	
von 300°	2,62		von 750°	3,38	
abgeschreckt	2,68	2,64	abgeschreckt	3,26	3,35
	2,61			3,40	
von 350°	2,60		von 800°	2,21	
abgeschreckt	2,52	2,56	abgeschreckt	2,17	2,19
	2,57			2,20	
von 400°	3,41				
abgeschreckt	3,35	3,39			
	3,41				

Tabelle 9. Weitere Kerbschlagversuche mit Material B nach verschiedener Vorbehandlung.

Zustand des Materials	Spezifische Schlagarbeit Einzelwerte mkg/cm²	Mittel mkg/cm²
2 St. bei —191° gekühlt und auf Zimmerwärme erwärmt	2,03	
	2,16	2,09
	2,09	
2 St. bei —191° gekühlt und bei —191° geschlagen	2,56	
	2,51	2,55
	2,58	
2 St. bei 200° angelassen und an der Luft abgekühlt	2,09	
	2,07	2,08
	2,10	
	2,07	
2 St. bei 250° angelassen und an der Luft abgekühlt	2,10	
	2,09	2,09
	2,10	
	2,07	
2 St. bei 300° angelassen und an der Luft abgekühlt	2,17	
	2,13	2,14
	2,09	
	2,15	
2 St. bei 350° angelassen und an der Luft abgekühlt	2,18	
	2,23	2,22
	2,22	
	2,23	
2 St. bei 400° angelassen und an der Luft abgekühlt	2,61	
	2,57	2,55
	2,51	
	2,52	
2 St. bei 650° angelassen und an der Luft abgekühlt	3,78	
	3,85	3,78
	3,71	

Digitized by Google

Die Ergebnisse sind in Tabelle 10 zusammengestellt und in Abb. 13 aufgetragen.

Aus Tabelle 10 und Abb. 13 geht hervor, daß die Schlagarbeit bei 50 und 100° nahezu die gleiche ist wie bei den bei 50 und 100° angelassenen Proben. Bis 200° fällt sie zunächst sehr langsam, dann beginnt ein schneller Abfall und bei 300° Prüftemperatur wird der Mindestwert erreicht. Von 400° an beginnt die Schlagfestigkeit langsam aber stetig anzusteigen, ist jedoch auch bei 800° nur etwa halb so groß wie bei Zimmertemperatur. Der mit dem Bleigehalt zusammenhängende Wendepunkt bei etwa 350° tritt auch hier deutlich in Erscheinung.

Tabelle 10. Kerbschlagversuche mit Material B bei höheren Temperaturen.

Zustand des Materials	Spezifische Schlagarbeit Einzelwerte mkg/cm²	Mittel mkg/cm²	Zustand des Materials	Spezifische Schlagarbeit Einzelwerte mkg/cm²	Mittel mkg/cm²
bei 50°	1,77		bei 450°	0,54	
geschlagen	2,23	1,83	geschlagen	0,65	0,60
	1,50			0,61	
bei 100°	1,81		bei 500°	0,65	
geschlagen	1,77	1,77	geschlagen	0,74	0,68
	1,74			0,66	
bei 150°	1,42		bei 550°	0,70	
geschlagen	1,78	1,69	geschlagen	0,66	0,70
	1,88			0,73	
bei 200°	1,47		bei 600°	0,52	
geschlagen	1,52	1,63	geschlagen	0,68	0,69
	1,89			0,87	
bei 250°	1,02		bei 650°	0,79	
geschlagen	0,96	1,14	geschlagen	0,88	0,82
	1,44			0,78	
bei 300°	0,81		bei 700°	—	
geschlagen	0,90	0,85	geschlagen	—	0,86
	0,84			0,86	
bei 350°	0,39		bei 750°	0,97	
geschlagen	0,42	0,51	geschlagen	—	0,99
	0,73			1,01	
bei 400°	0,54		bei 800°	1,06	
geschlagen	0,41	0,52	geschlagen	1,07	1,07
	0,62			1,09	

e) Kugeldruckversuche.

Für die Bestimmung der Brinellhärte[1] wurden die Reste der Kerbschlagproben verwandt. Die Wärmebehandlung war also die gleiche (s. Angaben in Tabelle 8 und 9). An den bei höheren Temperaturen geprüften Proben (s. Tabelle 10) wurden die Härtebestimmungen erst nach dem Abkühlen auf Zimmerwärme durchgeführt. Die Kugeleindrucke wurden an den in Abb. 12 durch Pfeile gekennzeichneten Seitenflächen der Schlagproben ausgeführt[2]. In den Tabellen 11 und 12 sind die Versuchsergebnisse zusammengestellt und in Abb. 14 graphisch aufgetragen.

Aus den Tabellen 11 und 12 und Abb. 14 geht folgendes hervor:

Die Härte der angelassenen und in Wasser abgekühlten Proben sinkt von 200° Anlaßhitze deutlich ab. Ein weiterer starker Abfall der Härte tritt bei 400° Anlaßhitze auf; von etwa 650° an steigt die Härte nach dem Abschrecken regelmäßig an. Der Verlauf der Härtekurve der auf Zimmerwärme abgekühlten Proben ist bis etwa 600° der gleiche wie oben, nur liegen alle Werte etwas unter den Werten für die abgeschreckten Proben.

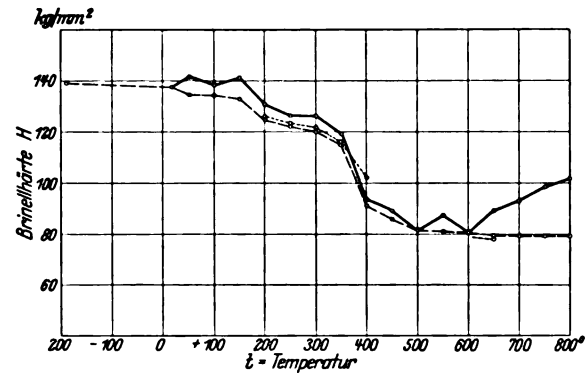


Abb. 14. Kugeldruckversuche mit Material B.
•——• von t° in Wasser abgeschreckt,
•– – –• von t° auf den Backen des Pendelhammers auf Zimmerwärme abgekühlt,
•·····• von t° auf Zimmerwärme abgekühlt.

Von 600° Glühtemperatur an änderte sich die Härte nicht mehr, während sie bei den abgeschreckten Proben stetig anstieg. Die Erklärung ist darin zu suchen, daß der β-Mischkristall im abgeschreckten Zustand deutlich härter ist als der β'-Mischkristall. Mit zunehmender Abschrecktemperatur steigt die Menge der β-Mischkristalle und bei etwa 700° tritt die Legierung bereits in den Bereich der reinen β-Mischkristalle (s. Abb. 61).

Tabelle 11. Härtebestimmungen mit Material B bei gewöhnlicher Temperatur.

Zustand des Materials	Brinellhärte H Einzelwert kg/mm²	Mittel kg/mm²	Zustand des Materials	Brinellhärte H Einzelwert kg/mm²	Mittel kg/mm²
	138,6				
Anlieferungs-	137,6	137,6	von 450°	89,0	
zustand	137,0		abgeschreckt	88,9	88,9
	137,2			88,8	
von 50°	142,7		von 500°	81,2	
abgeschreckt	140,9	141,5	abgeschreckt	81,7	81,6
	140,8			82,0	
von 100°	138,3		von 550°	87,8	
abgeschreckt	137,4	137,9	abgeschreckt	87,4	87,4
	138,1			87,1	
von 150°	140,8		von 600°	79,8	
abgeschreckt	141,9	140,8	abgeschreckt	80,5	80,1
	139,8			80,1	
von 200°	130,7		von 650°	89,9	
abgeschreckt	129,2	130,3	abgeschreckt	90,0	89,6
	131,0			88,9	
von 250°	126,7		von 700°	93,6	
abgeschreckt	125,6	126,4	abgeschreckt	92,0	92,9
	127,0			93,1	
von 300°	126,7		von 750°	98,4	
abgeschreckt	125,2	126,3	abgeschreckt	98,7	98,3
	127,0			97,9	
von 350°	119,0		von 800°	100,5	
abgeschreckt	119,4	119,2	abgeschreckt	101,4	101,2
	119,1			101,6	
von 400°	93,9				
abgeschreckt	93,6	93,4			
	92,8				

[1] Über die Durchführung der Härtebestimmungen siehe III. Teil (Anhang) Seite 56.

[2] Kugeldurchmesser 5 mm. Belastung 200 kg. Dauer der Belastung 30 Sekunden.

Digitized by Google

Tabelle 12.

Weitere Härtebestimmungen mit Material B nach verschiedener Vorbehandlung.

Zustand des Materials	Brinellhärte *H* Einzelwerte kg/mm²	Mittel kg/mm²	Zustand des Materials	Brinellhärte *H* Einzelwerte kg/mm²	Mittel kg/mm²
2 St. bei —191° gekühlt und auf Zimmerwärme erwärmt	138,4 139,0 138,5 139,2 139,3 139,8	139,0	2 St. bei 300° angelassen und an der Luft abgekühlt	121,1 121,9 122,9 121,0	121,7[1]
			2 St. bei 350° angelassen und an der Luft abgekühlt	114,7 114,9 120,2 115,7	116,4[1]
2 St. bei 200° angelassen und an der Luft abgekühlt	124,5 124,8 124,1 125,3	124,7[1]	2 St. bei 400° angelassen und an der Luft abgekühlt	96,5 95,0 106,3 108,0	102,0[1]
2 St. bei 250° angelassen und an der Luft abgekühlt	123,3 122,7 123,5 123,0	123,1[1]	2 St. bei 650° angelassen und an der Luft abgekühlt	77,2 78,1 78,5	77,9[1]
2 St. bei 50° angelassen und an der Luft abgekühlt	133,3 136,1 136,2	135,2[2]	2 St. bei 450° angelassen und an der Luft abgekühlt	86,6 85,9 85,0	85,8[2]
2 St. bei 100° angelassen und an der Luft abgekühlt	137,1 136,1 130,4	134,5[2]	2 St. bei 500° angelassen und an der Luft abgekühlt	82,3 81,0 82,1	81,8[2]
2 St. bei 150° angelassen und an der Luft abgekühlt	134,6 132,4 131,2	132,7[2]	2 St. bei 550° angelassen und an der Luft abgekühlt	81,3 80,5 80,3	80,7[2]
2 St. bei 200° angelassen und an der Luft abgekühlt	125,3 124,0 124,5	124,6[2]	2 St. bei 600° angelassen und an der Luft abgekühlt	80,5 79,7 80,0	80,1[2]
2 St. bei 250° angelassen und an der Luft abgekühlt	122,3 122,2 122,6	122,4[2]	2 St. bei 650° angelassen und an der Luft abgekühlt	79,4 79,9 79,7	79,7[2]
2 St. bei 300° angelassen und an der Luft abgekühlt	120,0 120,4 121,5	120,6[2]	2 St. bei 700° angelassen und an der Luft abgekühlt	80,1 78,9 79,2	79,4[2]
2 St. bei 350° angelassen und an der Luft abgekühlt	116,6 115,0 114,4	115,3[2]	2 St. bei 750° angelassen und an der Luft abgekühlt	79,9 79,4 78,0	78,8[2]
2 St. bei 400° angelassen und an der Luft abgekühlt	89,9 92,1 91,9	91,3[2]	2 St. bei 800° angelassen und an der Luft abgekühlt	79,0 79,3 78,8	79,0[2]

Material C.

1. Probenmaterial.

Folgendes Probenmaterial stand zur Verfügung:

1 Stange von 10 kg, 21 mm ∅, nur gepreßt, mit C_α bezeichnet.

1 Stange von 7,9 kg, 20 mm ∅, gepreßt und von 21 mm auf 20 mm ∅ gezogen, mit C_β bezeichnet.

6 Stäbe aus 20 mm starkem, warmgewalzem Blech geschnitten, im Gesamtgewicht von 12,7 kg. Zur Unterscheidung der Längs- und Querproben sind die Stäbe mit C_l und C_q bezeichnet.

Zu dem Probenmaterial wurden noch folgende Angaben gemacht:

[1] Die Proben wurden nach der Glühbehandlung aus dem Ofen genommen und kühlten an der Luft ab.

[2] Die Proben waren nach Tabelle 10 zunächst bei der betreffenden Glühtemperatur geschlagen worden. Die Abkühlung war durch die Berührung mit dem kalten Backen des Pendelhammers etwas schroffer erfolgt wie oben.

Preßstange C_α.

Chemische Zusammensetzung (Werksanalyse)[1]:

57,70% Kupfer	0,40% Zinn
0,74 „ Blei	0,05 „ Arsen
0,47 „ Eisen	Rest Zink.

Verhältnis von Gußbarrendurchmesser zum Preßstangendurchmesser: 180/21.

Preßdruck: 800 ts.

Preßgeschwindigkeit: 10 m/min.

Preßtemperatur: 675°.

Gezogene Stange C_β.

Chemische Zusammensetzung (Werksanalyse)[1]:

57,66% Kupfer	0,35% Zinn
0,77 „ Blei	0,05% Arsen
0,47 „ Eisen	Rest Zink.

[1] Die im K.-W.-Inst. für Metallforschung ausgeführten Analysen sind Seite 43 mitgeteilt.

Digitized by Google

Streckzahl: Anfangsquerschnitt/Endquerschnitt 3,46/3,07.

Anzahl der Ziehstufen: 2.

Anzahl der Zwischenglühungen: Keine.

Warmgewalzte Bleche C_l und C_q.

Chemische Zusammensetzung (Werksanalyse):

60,08% Kupfer	0,15% Mangan
0,70 „ Blei	0,38 „ Zinn
0,37 „ Eisen	0,04 „ Arsen
0,08 „ Aluminium	Rest Zink.

Streckzahl: 180/20.

Anzahl der Stiche: 15.

Anzahl der Zwischenglühungen: 1.

Walztemperatur: 700 bis 600°."

2. Untersuchung (Material C).

a) Erstarrungspunkt und Kleingefüge.

Material C (Preßstange C_α) beginnt bei 885° zu erstarren, die $\beta \rightarrow \beta'$-Umwandlung geht bei 445° vor sich.

12619 $v = 100$

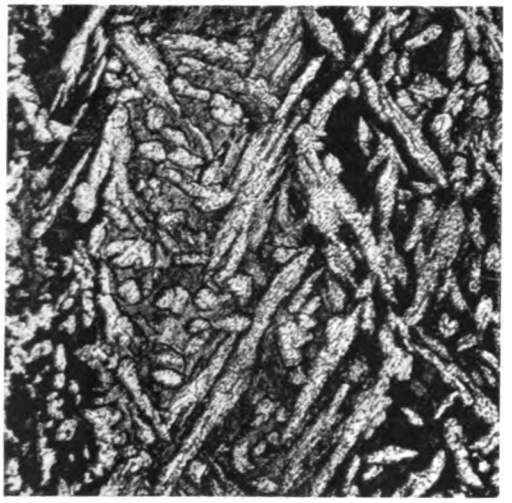


Abb. 15. Material C α, gepreßt.

12621 $v = 100$

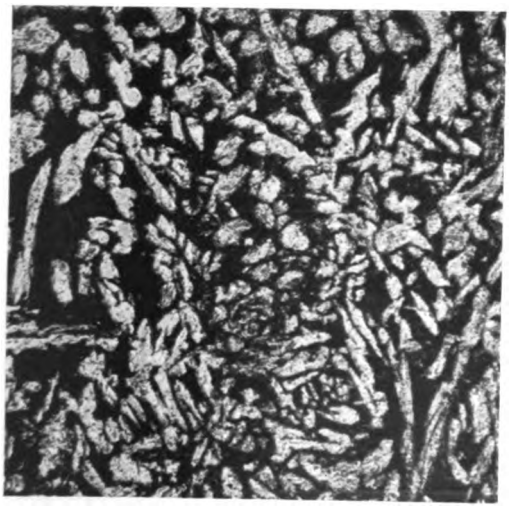


Abb. 16. Material C β, gepreßt und gezogen.

Das Kleingefüge der Stangen C_α und C_β ist das übliche nadlige Gefüge gepreßten bzw. gepreßten und gezogenen Materials (s. Abb. 15 u. 16). In dem warmgewalzten Material C_l und C_q zeigen die hier rundlich ausgeschiedenen α-Mischkristalle keine bevorzugte Streckung in irgendeiner Richtung (s. Abb. 17).

12628 $v = 100$

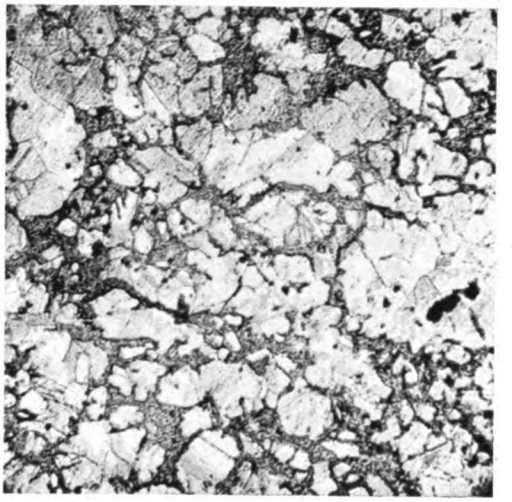


Abb. 17. Material C l, warmgewalzt.

12605 $v = 100$

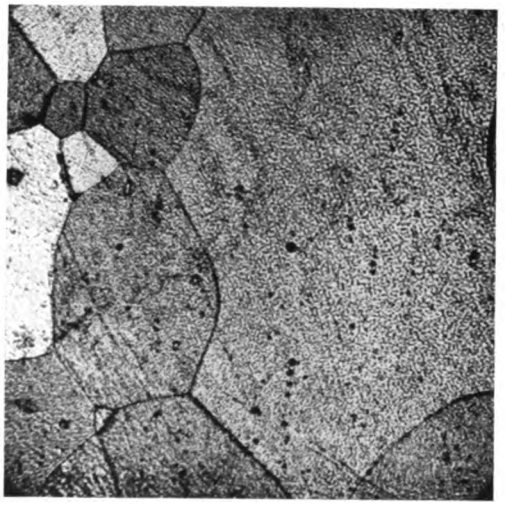
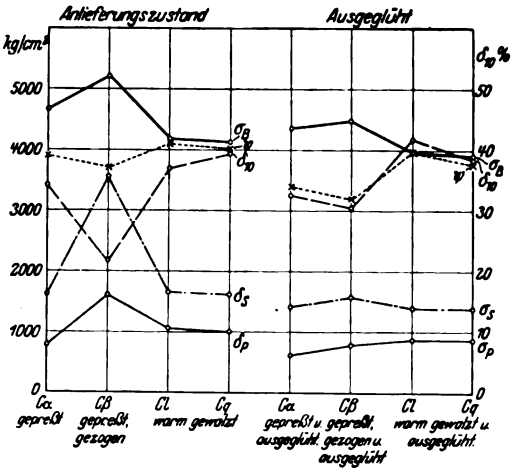


Abb. 18. Material C α, von 750° abgeschreckt.



a Anlieferungszustand. b ausgeglüht.

Abb. 19. Zugversuche mit Material C.

Schreckt man das Messing MS 58 von 750° ab, so besteht das Gefüge aus einheitlichen β-Mischkristallen (siehe Abb. 18).

Digitized by Google

b) Zugversuche.

Die Zugfestigkeit der verschiedenen Materialien C wurde sowohl im Einlieferungszustand wie auch nach zweistündigem Ausglühen bei 650° mit nachfolgender Luftabkühlung ermittelt.

Die Ergebnisse der Zugversuche sind in den Tabellen 13 und 14 zusammengestellt und in Abb. 19 graphisch aufgetragen.

1. Die gepreßte Stange C_α weist für σ_P, σ_S, σ_B und auch für die Dehnung etwas höhere Werte auf als die gepreßte und ausgeglühte Stange.

2. Durch das Kaltziehen (Stange C_β) werden die Festigkeitseigenschaften wie üblich gesteigert, die Dehnung verringert. Nach dem Ausglühen der vorher kaltgezogenen Stange bleiben die Festigkeitseigenschaften (σ_P, σ_S, σ_B) etwas höher und die Dehnung etwas niedriger als bei der nur gepreßten und dann ausgeglühten Stange.

3. Die warmgewalzten Blechstreifen wiesen in der Längs- und Querrichtung (C_l und C_q) keine wesentlichen Unterschiede in den Festigkeitseigenschaften auf. Nach dem Ausglühen sinken die Werte für σ_P, σ_S und σ_B etwas ab, die Dehnung weist bei dem Längsstreifen C_l be-

Tabelle 13. Zugversuche mit Material C bei gewöhnlicher Temperatur (Abb. 19a).

Material	Zustand des Materials	Abmessungen: Durchmesser d cm	Abmessungen: Querschnitt F cm²	Festigkeit: Spannung kg/cm² σ_P	σ_S	σ_B	Streckgrenzenverhältnis $\frac{\sigma_S}{\sigma_B} \cdot 100$	Formänderung: Dehnung δ_{10} für die Meßlänge $l = 10$ cm %	Querschnittsverminderung $\psi = \frac{\Delta F}{F} \cdot 100$	Elastizitätsmodul $\frac{1}{\alpha} = E$ kg/cm²
C_α	Gepreßte Stange (21 mm ⌀)	1,011	0,803	870	1630	4680	35	34,4	41	920000
		1,014	0,808	740	1610	4650	35	32,1	36	930000
		1,009	0,800	750	1650	4670	35	36,1	39	945000
	Mittel:	—	—	**790**	**1630**	**4670**	**35**	**34,2**	**39**	**931800**
C_β	Gepreßte und gezogene Stange (20 mm ⌀)	1,013	0,806	1610	3600	5220	69	21,8	37	965000
		1,014	0,808	1610	3530	5200	68	22,3	36	993000
		1,019	0,816	1590	3550	5220	68	21,1	37	982000
	Mittel:	—	—	**1600**	**3560**	**5210**	**68**	**21,7**	**37**	**980000**
C_l	Warm gewalztes Blech (20 mm)	1,011	0,803	1000	1620	4180	39	35,8	42	—
		1,010	0,801	1000	1650	4210	39	39,9	42	—
		1,009	0,800	1130	1690	4190	40	35,3	39	—
	Mittel:	—	—	**1040**	**1650**	**4190**	**39**	**37,0**	**41**	—
C_q	Warm gewalztes Blech (20 mm)	1,008	0,798	1000	1630	4160	39	39,9	42	—
		1,010	0,801	1000	1640	4120	40	38,9	42	—
		1,013	0,806	990	1540	4110	37	40,1	36	—
	Mittel:	—	—	**1000**	**1600**	**4130**	**39**	**39,6**	**40**	—

Tabelle 14. Zugversuche mit Material C nach dem Ausglühen bei 650° (Abb. 19b).

Material	Zustand des Materials	Abmessungen: Durchmesser d cm	Abmessungen: Querschnitt F cm²	Festigkeit: Spannung kg/cm² σ_P	σ_S	σ_B	Streckgrenzenverhältnis $\frac{\sigma_S}{\sigma_B} \cdot 100$	Formänderung: Dehnung δ_{10} für die Meßlänge $l = 10$ cm %	Querschnittsverminderung $\psi = \frac{\Delta F}{F} \cdot 100$	Elastizitätsmodul $\frac{1}{\alpha} = E$ kg/cm²
C_α	Gepreßte Stange 2 St. bei 650° ausgeglüht	1,012	0,804	620	1380	4250	32	—	—	943000
		1,012	0,804	620	1470	4420	33	31,8	34	925000
		1,013	0,806	620	1450	4450	33	33,6	33	933000
	Mittel:	—	—	**620**	**1430**	**4370**	**33**	**32,6**	**34**	**933700**
C_β	Gepreßte und gezogene Stange 2 St. bei 650° ausgeglüht	1,005	0,793	880	1730	4640	37	30,3	33	1025000
		1,011	0,803	750	1410	4250	33	26,5	26	960000
		1,012	0,804	750	1630	4650	35	35,3	36	1008000
	Mittel:	—	—	**790**	**1590**	**4490**	**35**	**30,7**	**32**	**997700**
C_l	Warm gewalztes Blech 2 St. bei 650° ausgeglüht	1,007	0,796	880	1340	3940	34	42,6	38	—
		1,008	0,798	880	1420	4010	35	41,4	42	—
		1,010	0,801	870	1440	3930	37	41,8	39	—
	Mittel:	—	—	**880**	**1400**	**3960**	**35**	**41,9**	**40**	—
C_q	Warm gewalztes Blech 2 St. bei 650° ausgeglüht	1,011	0,803	870	1440	3920	37	36,3	36	—
		1,009	0,800	880	1410	3910	36	39,1	37	—
		1,011	0,803	870	1340	3890	34	40,1	40	—
	Mittel:	—	—	**870**	**1400**	**3910**	**36**	**38,5**	**38**	—

Digitized by Google

trächtliche Erhöhung auf, bei dem Querstreifen C_q ist sie etwa gleich hoch wie bei den nichtausgeglühten Proben.

c) Spannungsmessungen.

Zur Ermittlung der inneren Reckspannungen[1] der gepreßten und kaltgezogenen Stange C_β wurde ein Abschnitt von 22 cm Länge verwandt. Die Ergebnisse sind in Tabelle 15 zusammengestellt und in Abb. 20 graphisch aufgetragen.

Tabelle 15. Spannungsmessungen (Abb. 20).
Material C_β (gepreßt und gezogen).
(Ursprüngliche Länge der Abdrehung $l = 17{,}07$ cm.)

Nr. der abgedrehten Schicht	Durchmesser des Stabes nach der $n$ten Abdrehung cm	Querschnitte: der abgedrehten Schicht f'_n cm²	Querschnitte: des übrigbleibenden Stabteiles f''_n cm²	Längenänderung des Stabes nach der $n$ten Abdrehung $l_n - l$ cm	Spannung in der $n$ten Schicht des ursprünglichen Stabes σ_n in kg/cm²
0	1,99	0	3,110	—	—
1	1,60	1,099	2,011	0,01097	+1180
2	1,22	0,842	1,169	0,01674	— 175
3	0,818	0,643	0,526	0,02849	— 420
—	0	0,526	0	—	—1655

Die gezogene Stange weist nach Tabelle 15 und Abb. 20 in den Außenschichten starke Zugspannungen auf, die über eine neutrale Faser in Druckspannungen übergehen.

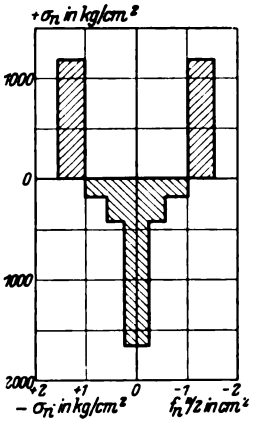


Abb. 20. Reckspannungen. Material C_β, gezogen.

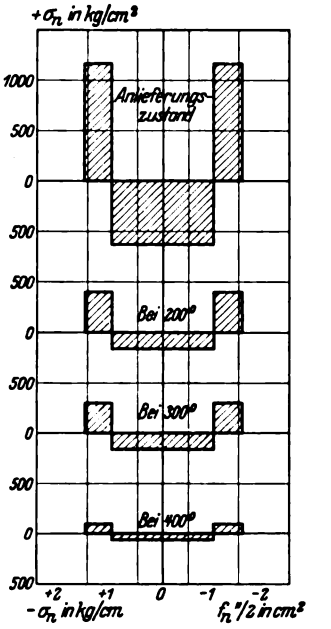


Abb. 21. Reckspannungen. Material C_β, gezogen und bei verschiedenen Temperaturen angelassen.

Tabelle 16. Spannungsmessungen (Abb. 21).
Material C_β bei verschiedenen Temperaturen angelassen.

Nr. der abgedrehten Schicht	Material: C_β	Material: 2 Stunden angelassen bei C°	Ursprüngliche Länge der Abdrehung l in cm	Durchmesser des Stabs nach der $n$ten Abdrehung cm	Querschnitt: der abgedrehten Schicht f'_n cm²	Querschnitt: des übrigbleibenden Stabteiles f''_n cm²	Längenänderung des Stabes nach der $n$ten Abdrehung $l_n - l$ cm	Spannung in der $n$ten Schicht des ursprünglichen Stabs σ_n in kg/cm²
0	Gepreßt und gezogen	Nicht		1,99	0	3,110	—	—
1		ange-	17,07	1,60	1,099	2,011	0,01097	+1175
—		lassen		0	2,011	0	—	— 645
0				1,99	0	3,111	—	—
1		200°	16,98	1,61	1,075	2,036	0,00276	+ 410
—				0	2,036	0	—	— 165
0				1,99	0	3,111	—	—
1		300°	16,92	1,61	1,075	2,036	0,00273	+ 305
—				0	2,036	0	—	— 160
0				1,99	0	3,111	—	—
1		400°	16,94	1,61	1,075	2,036	0,00099	+ 110
—				0	2,036	0	—	— 60

Wie aus Tabelle 16 und Abb. 21 hervorgeht, werden die inneren Spannungen durch Anlassen bei steigenden Temperaturen allmählich aufgehoben.

Bereits nach dem Anlassen bei 200° ist die Zugspannung in der äußeren Schicht auf etwa ein Drittel der Anfangsspannung gesunken und bei 400° Anlaßhitze beträgt sie nur noch ein Zehntel des ursprünglichen Betrages.

d) Kerbschlagversuche.

Mit den Materialien C_α, C_β, C_l und C_q wurden Kerbschlagversuche im Anlieferungszustand und nach verschiedener Vorbehandlung durchgeführt. Die Ergebnisse sind in Tabelle 17 zusammengestellt und in Abb. 22 graphisch aufgetragen.

Das gepreßte und gezogene Material C_β weist geringere Schlagarbeit auf als das nur gepreßte C_α.

Ausglühen des gepreßten Materials C_α bei 650° mit nachfolgender langsamer Abkühlung im Ofen ergab die höchste Schlagfestigkeit, schon beim Abkühlen der bei 650° geglühten Proben an der Luft trat eine schwache Verringerung der Schlagfestigkeit ein, noch deutlicher war sie beim Abschrecken von 750° in Öl, am deutlichsten nach dem Abschrecken in Wasser. Das gleiche Verhalten zeigte das warmgewalzte Material C_l und C_q. Nach dem Ausglühen bei 650° und nach dem Abschrecken von 750° in Öl wiesen jedoch diese Proben höhere Schlagarbeiten auf als die entsprechenden Proben der gepreßten Stange C_α. Wesentliche Unterschiede zwischen den Proben aus Streifen C_l und C_q bestanden nicht.

[1] Über die Durchführung der Messungen siehe III. Teil (Anhang) S. 57.

Digitized by Google

Tabelle 17. Kerbschlagversuche mit Material C (Abb. 22).

Material	Zustand des Materials	Spezifische Schlagarbeit Einzelwerte mkg/cm²	Mittel mkg/cm²
C_α	Nur gepreßt	4,07 3,19 3,83 4,24 3,23	3,71
	1. 2 St. bei 650° geglüht und langsam im Ofen abgekühlt	4,09 4,06 4,09	4,08
	2. 2 St. bei 650° geglüht und an der Luft abgekühlt	3,86 3,95 3,98	3,93
C_α	3. 2 St. bei 750° geglüht und in Öl abgeschreckt	3,70 3,96 3,43	3,70
C_α	4. 2 St. bei 750° geglüht und in Wasser abgeschreckt	2,76 2,72 2,90	2,79
C_β	Gepreßt und gezogen	2,35 2,64 3,69 3,34 3,63	3,13
C_l (Längsprobe)	Warm gewalzt	3,42 3,77 3,34	3,51
	1. 2 St. bei 650° geglüht und langsam im Ofen abgekühlt	5,26 4,94 4,87	5,02
	2. 2 St. bei 650° geglüht und an der Luft abgekühlt	4,98 4,64 4,29	4,64
	3. 2 St. bei 750° geglüht und im Öl abgeschreckt	4,02 4,03 4,19	4,08
	4. 2 St. bei 750° geglüht und in Wasser abgeschreckt	2,87 2,88 2,81	2,86
C_q (Querprobe)	Warm gewalzt	3,95 3,41 3,63	3,66
	1. 2 St. bei 650° geglüht und langsam im Ofen abgekühlt	4,88 5,33 4,67	4,96
	2. 2 St. bei 650° geglüht und an der Luft abgekühlt	4,85 4,47 4,87	4,73
	3. 2 St. bei 750° geglüht und in Öl abgeschreckt	4,02 3,85 4,07	3,98
	4. 2 St. bei 750° geglüht und im Wasser abgeschreckt	2,47 2,86 2,96	2,76

e) Kugeldruckversuche.

Die Bestimmungen der „Brinellhärte" des Materials C in verschiedenen Zuständen der Wärmebehandlung sind in Tabelle 18 zusammengestellt und in Abb. 23 graphisch aufgetragen.

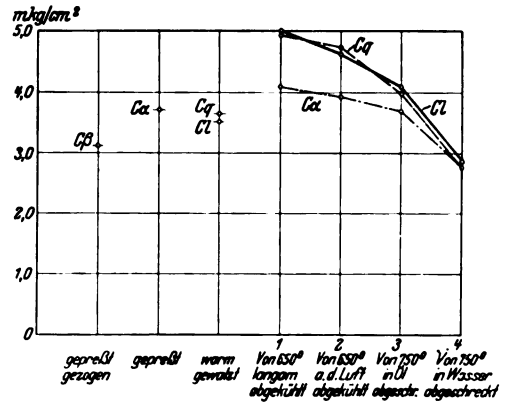


Abb. 22. Kerbschlagversuche mit Material C.

Aus Tabelle 18 und Abb. 23 geht folgendes hervor: Das gepreßte und gezogene Material C_β ist wesentlich härter als das nur gepreßte Material C_α, noch geringere Härte weisen die warmgewalzten Bleche C_l und C_q auf. Ausglühen bei 650° mit nachfolgender langsamer Abkühlung im Ofen ergab bei allen Materialien die größte Weichheit. Schon beim Abkühlen der bei 650° geglühten Probe an der Luft stieg die Härte wieder etwas an, noch deutlicher war der Anstieg beim Abschrecken von 750° in Öl und am deutlichsten beim Abschrecken in Wasser. Die hohe Härte des gezogenen Materials konnte

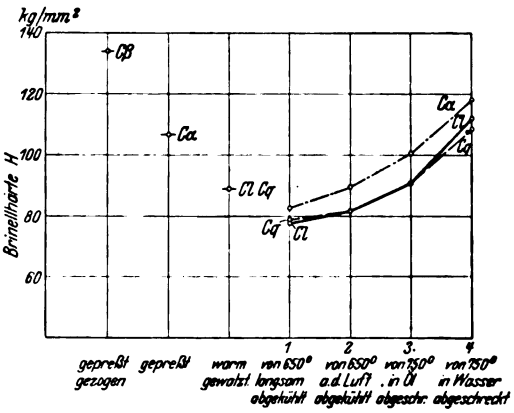


Abb. 23. Kugeldruckversuche mit Material C.

jedoch durch Abschrecken nicht erreicht werden. Die warmgewalzten Bleche C_l und C_q blieben in jedem Zustand der Wärmebehandlung in der Härte hinter dem Material C_α (gleiche Behandlung vorausgesetzt) zurück.

Wesentliche Unterschiede zwischen C_l und C_q bestanden nicht.

Material D.

1. Probematerial.

Für die Untersuchung stand folgendes Probenmaterial zur Verfügung:

1a. Zwei Stangen 21 mm ⌀, gepreßt.

1b. „ „ 16 „ ⌀, „

Digitized by Google

Tabelle 18. Bestimmungen der Härte (Brinellhärte) von Material C (Abb. 23).

Material	Zustand des Materials	Brinellhärte H Einzelwerte kg/mm²	Mittel kg/mm²
C_α	Nur gepreßt	102,7 104,9 100,4 105,0 102,0	103,0
C_α	1. 2 St. bei 650° geglüht und langsam im Ofen abgekühlt	81,1 84,0 82,7	82,6
C_α	2. 2 St. bei 650° geglüht und an der Luft abgekühlt	88,3 91,2 89,2	89,6
C_α	3. 2 St. bei 750° geglüht und in Öl abgeschreckt	100,0 101,2 100,3	100,5
C_α	4. 2 St. bei 750° geglüht und in Wasser abgeschreckt	112,1 120,9 122,9	118,6
C_β	Gepreßt und gezogen	136,6 138,1 131,8 132,9 132,7	134,4
C_l	Warm gewalzt	90,9 89,5 86,7	88,7
C_l	1. 2 St. bei 650° geglüht und langsam im Ofen abgekühlt	75,3 76,3 81,3	77,8
C_l	2. 2 St. bei 650° geglüht und an der Luft abgekühlt	81,0 83,1 80,6	81,6
C_l	3. 2 St. bei 750° geglüht und in Öl abgeschreckt	91,8 89,8 90,6	90,7
C_l	4. 2 St. bei 750° geglüht und in Wasser abgeschreckt	115,6 113,0 108,5	112,4
C_q	Warm gewalzt	90,7 88,2 87,8	88,9
C_q	1. 2 St. bei 650° geglüht und langsam im Ofen abgekühlt	78,1 77,2 79,7	78,3
C_q	2. 2 St. bei 650° geglüht und an der Luft abgekühlt	80,6 82,7 81,8	81,7
C_q	3. 2 St. bei 750° geglüht und in Öl abgeschreckt	92,5 89,2 90,7	90,8
C_q	4. 2 St. bei 750° geglüht und in Wasser abgeschreckt	108,0 108,5 110,0	108,8

2a. Zwei Stangen (gepreßt) von 21 auf 20 mm ∅ gezogen.

2b. Zwei Stangen (gepreßt) von 16 auf 15 mm ∅ gezogen.

3a. Zwei Stangen (gepreßt) von 21 auf 20 mm ∅ gezogen und abgerollt[1].

3b. Zwei Stangen (gepreßt) von 16 auf 15 mm ∅ gezogen und abgerollt[1].

Die Länge der Stangen betrug in allen Fällen etwa 3 m. Zu obigem Probenmaterial wurden noch folgende Angaben gemacht:

Chemische Zusammensetzung.

	Cu %	Zn %	Pb %	Fe %
Material mit 21 mm ∅ . .	57,43	40,43	1,98	0,14
„ „ 16 „ ∅ . .	57,44	40,58	1,93	0,05

Angabe über die Herstellung.

	Verhältnis von Gußbarrendurchmesser (mm) zum Preßstangendurchmesser (mm)	Preßdruck Atm.	Preßgeschwindigkeit m/sek.
Material mit 21 mm ∅	135/21 = 6,43	160	0,89
„ „ 16 „ ∅	135/16 = 8,45	170	1,10

Die Preßtemperatur war 730 bis 750°.

Gezogene Stangen.

	Streckzahl: Anfangsquerschnitt in mm² / Endquerschnitt in mm²	Anzahl der Ziehstufen	Anzahl der Zwischenglühungen
Material mit 20 mm ∅	441/400 = 1,10	1	0
„ „ 15 „ ∅	226/225 = 1,18	1	0

Abgerollte Stangen: 3a und 3b.

$$\text{Größe der Anschwellung} = \frac{\text{Anfangsquerschnitt in mm}^2}{\text{Endquerschnitt in mm}^2}$$

$$\text{für Material mit 20 mm ∅} = \frac{\frac{\pi}{4} \cdot 20^2}{\frac{\pi}{4} \cdot 20{,}036^2} = 0{,}994,$$

$$\text{für Material mit 15 mm ∅} = \frac{\frac{\pi}{4} \cdot 15^2}{\frac{\pi}{4} \cdot 15{,}030^2} = 0{,}996.$$

12 602 $v = 100$

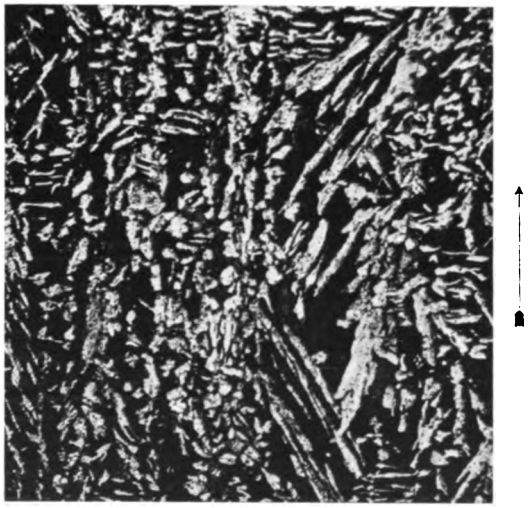


Abb. 24. Material D, Nr. 1a, gepreßt.

2. Untersuchung (Material D).

a) Erstarrungspunkt und Kleingefüge.

Material D (Preßstange 1a) beginnt bei 881° zu erstarren, die $\beta \rightarrow \beta'$-Umwandlung geht bei 450° vor sich.

[1] Unter „Abrollen" ist der gleiche Vorgang verstanden, wie er auf Seite 3, Fußanmerkung 1 unter „Richten" kurz beschrieben ist.

[1] Siehe nebenstehende Fußnote.

Digitized by Google

Das Kleingefüge unterscheidet sich nicht wesentlich von dem Gefüge der anderen Messingsorten in den gleichen Zuständen der Vorbehandlung.

Abb. 24 ($v = 100$) entspricht dem Gefüge der gepreßten Stange Nr. 1a. Die nadligen α-Kristalliten sind in der Preßrichtung (Pfeil in Abb. 24) nur schwach gestreckt. Etwas deutlicher tritt diese Streckung in dem gezogenen Material auf. Abb. 25 ($v = 100$) entspricht dem Gefüge der abgerollten Stange Nr. 3a. Durch die Stauchung beim Abrollen[1] erscheinen die α-Kristalliten mehr gedrückt, zum Teil sogar quer zur Längsrichtung der Stange verlagert. Abb. 26 ($v = 100$) entspricht dem Gefüge des Materials Nr. 1a nach dem Abschrecken von 750°. Das Gefüge besteht aus einheitlichen β-Kristalliten, die in der Längsrichtung der Stange orientiert sind.

12603 $v = 100$

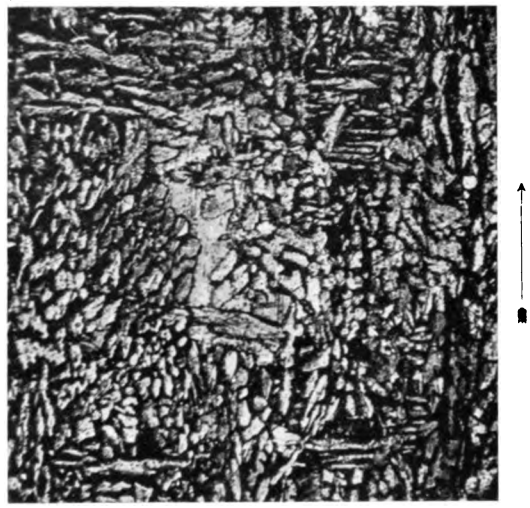


Abb. 25. Material D, Nr. 3a, gepreßt, gezogen und abgerollt.

12627 $v = 100$

Abb. 26. Material D, Nr. 1a, von 750° abgeschreckt.

Tabelle 19. Anlieferungszustand.

Material	Zustand des Materials	Abmessungen		Festigkeit				Formänderung		Elastizitätsmodul
		Durchmesser d cm	Querschnitt F cm²	Spannung kg/cm² σ_P	σ_S	σ_B	Streckgrenzenverhältnis $\frac{\sigma_S}{\sigma_B} \cdot 100$	Dehnung δ_{10} für die Meßlänge $l = 10$ cm %	Querschnittsverminderung $\psi = \frac{\Delta F}{F} \cdot 100$	$\frac{1}{\alpha} = E$ kg/cm²
D Anlieferungszustand	1a gepreßt (21 mm ⌀)	1,007	0,796	879	1480	4590	32	29,7	29	—
		1,011	0,803	872	1440	4610	31	34,1	36	—
		1,011	0,803	872	1430	4580	31	34,5	37	—
	Mittel:	—	—	**874**	**1450**	**4590**	**31**	**32,8**	**34**	—
	2a gezogen (20 mm ⌀)	1,012	0,804	2110	3680	5100	72	20,8	26	—
		1,013	0,806	2230	3660	5060	72	18,8	26	—
		1,007	0,796	1880	3670	5060	73	20,6	22	1022000
	Mittel:	—	—	**2070**	**3670**	**5070**	**72**	**20,1**	**25**	—
	3a abgerollt (20 mm ⌀)	1,008	0,798	1380	3540	5110	69	21,4	29	—
		1,010	0,801	1250	3470	4990	70	17,8	22	—
		1,010	0,801	1370	3510	5090	69	18,8	27	—
	Mittel:	—	—	**1330**	**3510**	**5060**	**69**	**19,3**	**26**	—
	1b gepreßt (16 mm ⌀)	1,017	0,812	862	1490	4390	34	20,8	23	1035000
		1,019	0,816	858	1450	4530	32	30,2	32	1012000
		1,020	0,817	734	1420	4350	33	21,9	27	—
	Mittel:	—	—	**818**	**1450**	**4420**	**33**	**24,3**	**27**	**1023500**
	2b gezogen (15 mm ⌀)	1,017	0,812	2220	3970	5150	77	12,7	18	—
		1,021	0,819	2080	3970	5160	77	13,1	19	—
		1,023	0,822	2190	3990	5050	79	—	14	—
	Mittel:	—	—	**2160**	**3980**	**5120**	**78**	**12,9**	**17**	—
	3b abgerollt (15 mm ⌀)	1,017	0,812	1600	3890	5100	76	9,1	15	1038000
		1,017	0,812	1720	3920	5280	74	14,1	22	1035000
		1,021	0,819	1830	3850	5140	75	9,3	15	—
	Mittel:	—	—	**1720**	**3890**	**5170**	**75**	**10,8**	**17**	**1036500**

[1] Siehe Fußan[illegible]eite 3.

Digitized by Google

Tabelle 20. 2 Stunden bei 650° ausgeglüht und an der Luft abgekühlt.

Material	Zustand des Materials	Abmessungen		Festigkeit				Formänderung		Elastizitätsmodul
		Durchmesser d cm	Querschnitt F cm²	Spannung kg/cm² σ_P	σ_S	σ_B	Streckgrenzeverhältnis $\frac{\sigma_S}{\sigma_B} \cdot 100$	Dehnung δ_{10} für die Meßlänge $l = 10$ cm %	Querschnittsverminderung $\psi = \frac{\Delta F}{F} \cdot 100$	$\frac{1}{\alpha} = E$ kg/cm²
D 2 Stunden bei 650° ausgeglüht	1a gepreßt, ausgeglüht (21 mm ∅)	1,008	0,798	501	1150	4200	27	33,4	27	—
		1,009	0,800	625	1440	4250	34	34,0	34	—
		1,011	0,803	498	1410	4140	34	26,5	24	—
	Mittel:	—	—	**541**	**1330**	**4200**	**32**	**31,3**	**28**	—
	2a gezogen, ausgeglüht (20 mm ∅)	1,007	0,796	503	1260	4330	29	28,5	29	—
		1,007	0,796	628	1280	4370	29	30,0	27	—
		1,009	0,800	625	1250	4310	29	28,5	26	948000
	Mittel:	—	—	**585**	**1260**	**4340**	**29**	**29,0**	**27**	—
	3a abgerollt, ausgeglüht (20 mm ∅)	1,005	0,793	630	1270	4410	29	29,8	30	—
		1,010	0,801	499	1270	4400	29	30,9	29	—
		1,005	0,793	504	1260	4380	29	31,0	30	—
	Mittel:	—	—	**544**	**1270**	**4400**	**29**	**30,6**	**30**	—
	1b gepreßt, ausgeglüht (15 mm ∅)	1,017	0,812	739	1330	4490	30	31,8	37	1028000
		1,018	0,814	737	1340	4420	30	27,4	29	1022000
		1,014	0,807	743	1310	4360	30	26,0	25	—
	Mittel:	—	—	**740**	**1330**	**4420**	**30**	**28,4**	**30**	**1025000**
	2b gezogen, ausgeglüht (15 mm ∅)	1,021	0,819	611	1260	4300	29	26,8	29	—
		1,019	0,816	490	1260	4300	29	26,0	25	—
		1,080	0,916	437	1040	3530	29	24,3	38	—
	Mittel:	—	—	**513**	**1190**	**4040**	**29**	**25,7**	**31**	—
	3b abgerollt, ausgeglüht (15 mm ∅)	1,016	0,811	617	1330	4450	30	26,0	23	1068000
		1,019	0,816	613	1350	4280	32	19,2	24	1048000
		1,021	0,819	610	1330	4460	30	26,3	27	—
	Mittel:	—	—	**613**	**1340**	**4400**	**31**	**23,8**	**25**	**1058000**

b) Zugversuche.

In Tabelle 19 sind die Ergebnisse der Zugversuche des Materials D im Zustand der Einlieferung ins Amt zusammengestellt.

In Abb. 27a sind die Versuchsergebnisse zusammengestellt. Bemerkenswert ist, daß schon verhältnismäßig kleine Unterschiede im Durchmesser (21 mm und 16 mm) beim Warmpressen recht beträchtliche Unterschiede in den Festigkeitseigenschaften bedingen.

Die Stange 1a (21 mm ∅) weist im gepreßten Zustand bei nahezu gleicher Festigkeit, Streckgrenze und Proportionalitätsgrenze erheblich höhere Dehnung und Querschnittsverminderung auf als Stange 1b (16 mm ∅).

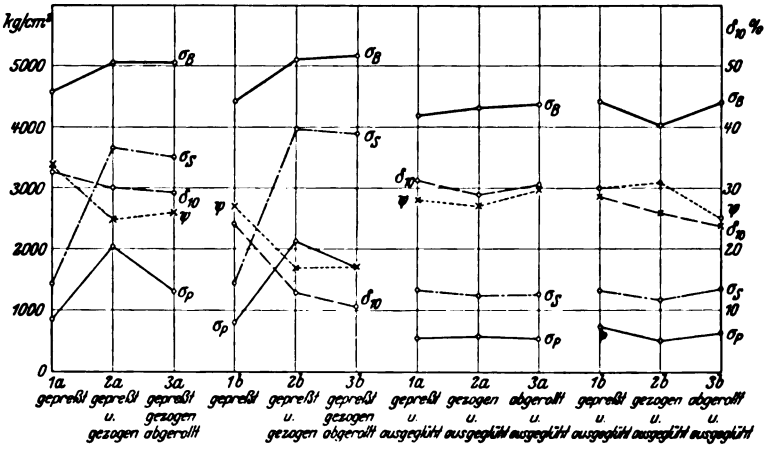


Abb. 27a. Anlieferungszustand. Abb. 27b. Ausgeglüht.

Abb. 27a und b. Zugversuche mit Material D.

Durch das Kaltziehen ist die Festigkeit in beiden Fällen nahezu gleich stark gestiegen, die Streckgrenze bei Stange 2b (15 mm ∅) jedoch in höherem Maße als bei Stange 2a (20 mm ∅), so daß das Verhältnis $\frac{\sigma_S}{\sigma_B} \cdot 100$ für die Stange mit 15 mm ∅ einen höheren Wert ergibt als für die Stange mit 20 mm ∅. Dehnung und Querschnittsverminderung sind bei dem gezogenen Material 2b (15 mm ∅) beträchtlich niedriger als bei dem gezogenen Material 2a (20 mm ∅). Durch das Abrollen hat sich lediglich die Proportionalitätsgrenze σ_P bei beiden Materialien 3a und 3b deutlich gesenkt. Jedenfalls zeigen die Versuche, daß bei gepreßten und gezogenen Stangen die Festigkeitseigenschaften durch den Querschnitt der Stangen wesentlich beeinflußt werden.

In Tabelle 20 sind die Ergebnisse der Festigkeitsversuche mit dem gleichen Stangenmaterial nach vorausgegangenem zweistündigem Glühen bei 650° mit nachfolgender Abkühlung an der Luft zusammengestellt und in Abb. 27b graphisch aufgetragen.

Digitized by Google

Durch das Ausglühen erfuhren die Festigkeitseigenschaften die üblichen Änderungen; es war jedoch auf-

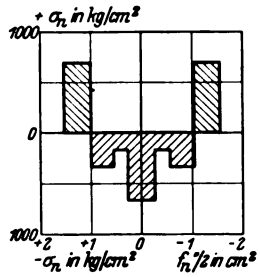


Abb. 28. Reckspannungen. Material: D 2a, gezogen.

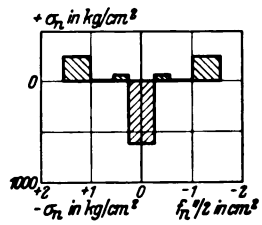


Abb. 29. Reckspannungen. Material: D 3a, gezogen und abgerollt.

fallend, daß das Stangenmaterial von 16 bzw. 15 mm ∅ (1b, 2b und 3b) im allgemeinen größere Schwankungen in den Festigkeitswerten aufwies als das Material mit 21 bzw. 20 mm Durchmesser (1a, 2a, 3a).

c) Spannungsmessungen.

Zur Ermittlung der Reckspannungen im kaltgezogenen und im abgerollten Material (2a und 3a) wurden Abschnitte von 22 cm Länge verwandt.

Die Ergebnisse sind in den Tabellen 21 und 22 zusammengestellt und in den Abb. 28 und 29 graphisch aufgetragen.

Nach Tabelle 21 und Abb. 28 sind die Reckspannungen in gezogenem Material D 2a bei weitem nicht so hoch wie z. B. in den Materialien A und C. Durch das Abrollen ist die Zugspannung in den äußeren Schichten noch weiter vermindert worden.

Tabelle 21. Spannungsmessungen (Abb. 28).
Material D 2a (gepreßt und gezogen). (Ursprüngliche Länge der Abdrehung $l = 17{,}10$ cm.)

Nr. der abgedrehten Schicht	Material	Durchmesser des Stabes nach der n ten Abdrehung cm	Querschnitt: der abgedrehten Schicht f'_n in cm²	Querschnitt: des übrigbleibenden Stabteils f''_n cm²	Längenänderung des Stabes nach der n ten Abdrehung $l_n - l$ in cm	Spannung in der n ten Schicht des ursprünglichen Stabes σ_n in kg/cm²
0		1,98	0	3,079	—	—
1	D	1,60	1,068	2,011	0,00635	+700
2	gezogen	1,20	0,880	1,131	0,00675	—340
3	2a	0,816	0,608	0,523	0,01133	—165
—		0	0,523	0	—	—665

Tabelle 22. Spannungsmessungen (Abb. 29).
Material D 3a (gezogen und abgerollt). (Ursprüngliche Länge der Abdrehung $l = 17{,}03$ cm.)

Nr. der abgedrehten Schicht	Material	Durchmesser des Stabes nach der n ten Abdrehung cm	Querschnitt: der abgedrehten Schicht f'_n in cm²	Querschnitt: des übrigbleibenden Stabteils f''_n cm²	Längenänderung des Stabes nach der n ten Abdrehung $l_n - l$ in cm	Spannung in der n ten Schicht des ursprünglichen Stabes σ_n in kg/cm²
0	D	1,99	0	3,110	—	—
1	gezogen	1,60	1,099	2,011	0,00231	+250
2	und ab-	1,21	0,861	1,150	0,00414	+ 10
3	gerollt	0,816	0,627	0,523	0,01039	+ 65
—	3a	0	0,523	0	—	—610

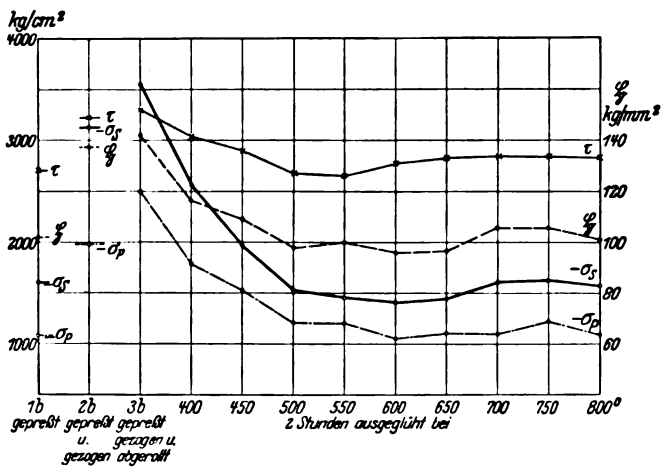


Abb. 30. Druckversuche, Scherversuche und Brinellhärte, Material D.

d) Druckversuche.

Für die Druckversuche wurde das Stangenmaterial mit 16 mm ∅ 1b (gepreßt), 2b (gezogen) und 3b (abgerollt) verwandt. Die Probekörper wurden dabei auf zwei Drittel ihrer ursprünglichen Höhe zusammengedrückt[1].

In Tabelle 23 sind die Ergebnisse zusammengestellt und in Abb. 30 graphisch aufgetragen.

Wie zu erwarten, werden P-Grenze und Quetschgrenze durch das Ziehen und Abrollen gehoben und durch Ausglühen bei steigenden Temperaturen allmählich wieder herabgedrückt. Bei etwa 600° Glühtemperatur ist für beide Werte der Mindestwert erreicht; alsdann beginnen die Werte wieder schwach anzusteigen, bei 700° entsprechen die Werte den für das gepreßte Material (1b) gefundenen, und bei 800° tritt wiederum ein schwacher Abfall ein.

e) Scherversuche.

Für die Scherversuche wurde das gleiche Probenmaterial verwandt wie für die Druckversuche, auch die

[1] Nähere Angaben über die Durchführung der Druckversuche siehe III. Teil (Anhang), Seite 56.

Digitized by Google

Tabelle 23. Druckversuche mit Material D (Abb. 30).

Entnommen aus Stange	Zustand des Materials		Abmessungen: Höhe h cm	Durchmesser d cm	Druckfläche f cm²	Festigkeit Spannung in kg/mm²: Höchstlast $-\sigma_B$	P-Grenze $-\sigma_P$	Quetschgrenze $-\sigma_S$
1b gepreßt	Anlieferungszustand		1,514	1,504	1,777	11030	1130	1600
			1,513	1,507	1,784	10930	1050	1620
						Mittel:	**1090**	**1610**
2b gepreßt und gezogen			1,516	1,496	1,758	11660	1990	3200
			1,516	1,495	1,755	11380	1990	3050
						Mittel:	**1990**	**3130**
3b gepreßt, gezogen u. abgerollt			1,516	1,498	1,762	11880	2500	3520
			1,516	1,499	1,762	11800	2500	3580
						Mittel:	**2500**	**3550**
3b gepreßt, gezogen und abgerollt	2 St. bei nebenstehenden Temperaturen geglüht und an der Luft abgekühlt	400°	1,516	1,498	1,762	11950	1700	2550
			1,516	1,498	1,762	11860	1850	2570
						Mittel:	**1780**	**2560**
		450°	1,515	1,499	1,765	11390	1400	1950
			1,515	1,500	1,765	11380	1650	1990
						Mittel:	**1530**	**1970**
		500°	1,516	1,500	1,767	10470	1200	1530
			1,515	1,500	1,767	11090	1240	1520
						Mittel:	**1220**	**1530**
		550°	1,516	1,500	1,767	10920	1230	1470
			1,516	1,500	1,767	10980	1180	1470
						Mittel:	**1210**	**1470**
		600°	1,516	1,500	1,767	10980	1070	1400
			1,516	1,500	1,767	10870	1050	1430
						Mittel:	**1060**	**1420**
		650°	1,516	1,498	1,762	11120	1110	1450
			1,515	1,499	1,765	11160	1130	1440
						Mittel:	**1120**	**1450**
		700°	1,515	1,499	1,765	11670	1040	1600
			1,515	1,499	1,765	11330	1180	1620
						Mittel:	**1110**	**1610**
		750°	1,516	1,499	1,765	11270	1200	1620
			1,515	1,500	1,767	11260	1250	1630
						Mittel:	**1230**	**1630**
		800°	1,514	1,498	1,762	11410	1140	1580
			1,516	1,497	1,760	11480	1060	1570
						Mittel:	**1100**	**1580**

Wärmebehandlung der Proben war die gleiche[1]. Die Ergebnisse sind in Tabelle 24 zusammengestellt und ebenfalls in Abb. 30 graphisch aufgetragen.

Die Kurve für die Scherfestigkeit verläuft ganz ähnlich (nur beträchtlich flacher) wie die Kurven der P-Grenze und Quetschgrenze beim Druckversuch (siehe Abb. 30).

f) Schlagversuche[1].

Auch für die Schlagversuche gelangte das gleiche Probenmaterial wie für die Druck- und Scherversuche zur Verwendung. Die Wärmebehandlung war ebenfalls die gleiche.

In Tabelle 25 sind die Ergebnisse zusammengestellt und in Abb. 31 aufgetragen.

Die prozentuale Höhenverminderung ist naturgemäß am geringsten bei den gezogenen und abgerollten Proben 2b und 3b. Durch Ausglühen des abgerollten Materials bei 500° wurde die größte prozentuale Höhenabnahme erzielt; die höheren Glühgrade bewirkten einen schwachen Abfall der prozentualen Höhenverminderung.

[1] Über die Durchführung der Versuche siehe III. Teil (Anhang), Seite 56.

Digitized by Google

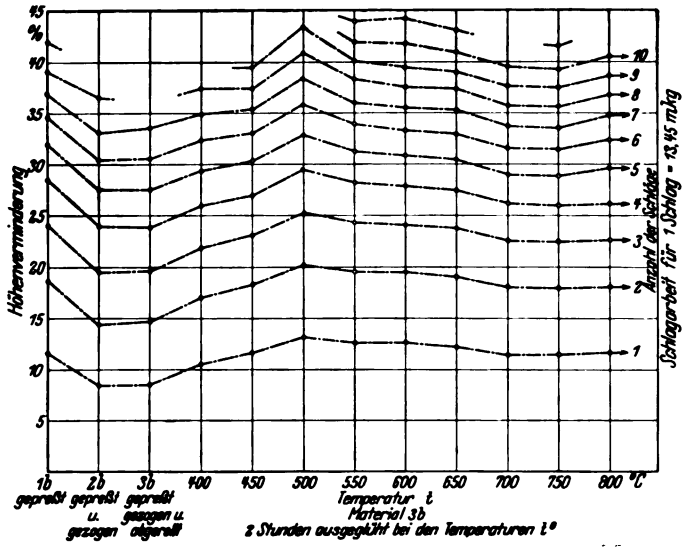


Abb. 31. Schlagversuche mit Material D.

g) Kugeldruckversuche (Brinellhärte).

Auch für die Kugeldruckversuche wurde das gleiche Probenmaterial wie für die Druck-, Scher- und Schlagversuche verwandt.

Die Wärmebehandlung der Proben war ebenfalls die gleiche. Der Kugeldurchmesser betrug 2,5 mm, die Belastung $P = 62{,}5$ kg und die Belastungsdauer 30 Sek.

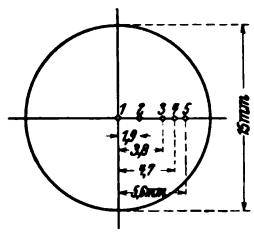


Abb. 32. Lage der Kugeleindrücke.

Die Eindrücke wurden nach Abb. 32 in verschiedenen Abständen von der Mitte der Probe ausgeführt. Es zeigte sich jedoch, daß die Härteunterschiede innerhalb der Querschnitte der 16- bzw. 15-mm-Stangen 1b, 2b, 3b nur unwesentlich waren. In Tabelle 26 sind die Einzelwerte angegeben und aus ihnen die Mittelwerte gebildet worden. Die Mittelwerte sind in Abb. 30 graphisch aufgetragen. Der allgemeine Verlauf der Härtekurve ist der gleiche wie bei den Druck-, Scher- und Schlagversuchen.

h) Wechselschlagversuche.

Zur Verwendung gelangte ein Wechselschlagwerk Bauart Krupp. Das Gewicht des Hammerbärs betrug 4,19 kg bei 30 mm Fallhöhe. Die Schläge erfolgten abwechselnd auf zwei gegenüberliegende Seiten des Probestabes[1].

Zur Verwendung gelangten Material 1b gepreßt, 2b gepreßt und gezogen und 3b gepreßt, gezogen und gerichtet. Die Abschnitte aus Material 1b wurden von

[1] Näheres über die Durchführung der Wechselschlagversuche, sowie über die Abmessungen der Probestäbe usw. siehe [illegible] (Anhang) Seite 57.

Tabelle 24. Scherversuche mit Material D (Abb. 30).

Entnommen aus Stange	Zustand des Materials		Abmessungen: Durchmesser d cm	Abmessungen: Scherfläche 2 f cm²	Festigkeit Scherspannung τ kg/cm²
1b gepreßt	Anlieferungszustand		1,487	3,474	2700
			1,444	3,506	2740
				Mittel:	**2720**
2b gepreßt und gezogen			1,495	3,510	3220
			1,495	3,510	3260
				Mittel:	**3240**
3b gepreßt, gezogen, abgerollt			1,495	3,510	3290
			1,496	3,514	3300
				Mittel:	**3300**
3b gepreßt, gezogen und abgerollt	2 St. bei nebenstehenden Temperaturen geglüht und an der Luft abgekühlt	400°	1,496	3,514	3040
			1,496	3,514	3040
				Mittel:	**3040**
		450°	1,495	3,510	2900
			1,495	3,510	2900
				Mittel:	**2900**
		500°	1,496	3,514	2690
			1,496	3,514	2680
				Mittel:	**2690**
		550°	1,496	3,514	2670
			1,496	3,514	2670
				Mittel:	**2670**
		600°	1,495	3,510	2730
			1,493	3,502	2820
				Mittel:	**2780**
		650°	1,493	3,502	2850
			1,495	3,510	2810
				Mittel:	**2830**
		700°	1,494	3,506	2820
			1,496	3,514	2850
				Mittel:	**2840**
		750°	1,495	3,510	2870
			1,495	3,510	2810
				Mittel:	**2840**
		800°	1,496	3,514	2830
			1,494	3,506	2820
				Mittel:	**2830**

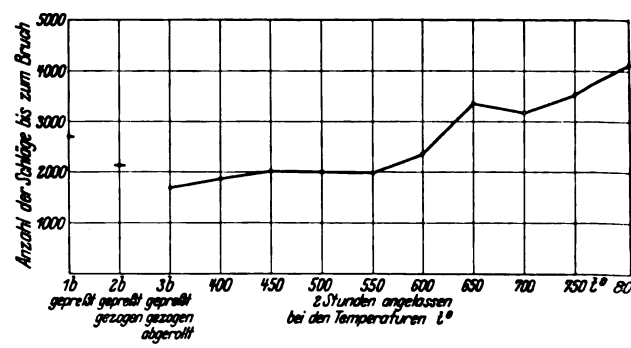


Abb. 33. Wechselschlagversuche mit Material D (Tabelle 27).

16 auf 15 mm abgedreht, die Abschnitte aus Material 2b und 3b wurden nicht abgedreht, da ihr Durchmesser

Digitized by Google

Tabelle 25. Schlagversuche mit Material D (Abb. 31).

Bärgewicht: 31,11 kg. Fallhöhe: 43,23 cm. Schlagarbeit für 1 Schlag: 13,45 mkg = 5 mkg/cm³.

Entnommen aus Stange	Zustand des Materials		Abmessungen: Höhe h cm	Abmessungen: Durchmesser d cm	Höhenverminderung in % nach den übergeschriebenen Schlägen: 1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12	Zum Bruch erforderlich: n – Zahl der Schläge	Spezifische Schlagarbeit in mkg/cm³ für n Schläge
1b gepreßt	Anlieferungszustand		1,514	1,499	10,9	17,8	23,3	27,8	31,4	34,3	37,0	39,4	42,3	—	—	—	9	45[1]
			1,516	1,490	12,3	19,6	24,9	29,2	32,5	34,9	36,7	38,9	41,4	—	—	—	9	45[2]
				Mittel:	11,6	18,7	24,1	28,5	32,0	34,6	36,9	39,2	41,9	—	—	—		
2b gepreßt, gezogen			1,516	1,496	8,2	13,6	19,3	23,5	27,0	30,0	33,2	36,3	—	—	—	—	8	40
			1,516	1,496	8,6	15,0	20,0	24,2	27,9	30,9	33,8	36,8	—	—	—	—	8	40
				Mittel:	8,4	14,3	19,7	23,9	27,5	30,5	33,2	36,6	—	—	—	—		
3b gepreßt, gezogen, abgerollt			1,516	1,498	8,5	14,9	19,9	24,0	27,6	30,7	33,7	37,8	—	—	—	—	8	40
			1,516	1,499	8,5	14,6	19,6	23,7	27,4	30,7	33,5	—	—	—	—	—	7	35
				Mittel:	8,5	14,8	19,8	23,9	27,5	30,7	33,6	—	—	—	—	—		
3b gepreßt, gezogen und abgerollt	2 Std. bei nebenstehenden Temperaturen geglüht und an der Luft abgekühlt	400°	1,516	1,498	10,5	17,0	22,0	26,1	29,4	32,4	35,0	37,0	—	—	—	—	8	40
			1,515	1,498	10,4	16,8	21,7	25,9	29,4	32,3	34,9	37,4	—	—	—	—	8	40
				Mittel:	10,5	16,9	21,9	26,0	29,4	32,4	35,0	37,4	—	—	—	—		
		450°	1,515	1,499	11,7	18,4	23,4	27,1	30,5	33,5	35,8	37,7	39,7	—	—	—	9	45
			1,515	1,499	11,4	18,2	23,0	26,9	30,0	32,6	35,0	37,1	39,1	41,3	44,2	—	11	55
				Mittel:	11,6	18,3	23,2	27,0	30,3	33,1	35,4	37,4	39,4	—	—	—		
		500°	1,516	1,500	13,2	20,2	25,5	29,7	33,2	36,1	38,7	41,2	43,9	—	—	—	9	45
			1,515	1,500	13,1	20,1	25,1	29,3	32,7	35,7	38,1	40,5	42,8	—	—	—	9	45
				Mittel:	13,2	20,2	25,3	29,5	33,0	35,9	38,4	40,9	43,4	—	—	—		
		550°	1,515	1,499	13,0	19,9	24,8	28,8	31,9	34,8	37,0	39,0	40,9	42,7	45,0	—	11	55
			1,516	1,497	12,3	19,3	23,9	27,7	30,7	33,2	35,4	37,5	39,4	41,2	42,9	45,1	12	60
				Mittel:	12,7	19,6	24,4	28,3	31,3	34,0	36,2	38,3	40,2	42,0	44,0	—		
		600°	1,516	1,499	12,8	19,5	24,2	27,9	30,8	33,2	35,6	37,5	39,4	41,3	43,5	—	11	55
			1,516	1,499	12,5	19,6	24,1	27,8	30,9	33,4	35,8	37,7	39,8	42,2	45,1	—	11	55
				Mittel:	12,7	19,6	24,2	27,9	30,9	33,3	35,7	37,6	39,6	41,8	44,3	—		
		650°	1,515	1,499	12,3	19,1	23,9	27,5	30,6	33,2	35,4	37,4	39,1	40,9	43,0	—	11	55
			1,516	1,499	12,1	19,1	23,9	27,5	30,5	33,0	35,4	37,3	39,2	41,2	43,4	—	11	55
				Mittel:	12,2	19,1	23,9	27,5	30,6	33,1	35,4	37,4	39,2	41,1	43,2	—		
		700°	1,515	1,499	11,3	18,2	22,6	26,1	29,0	31,4	33,5	35,6	37,5	39,5	—	—	10	50
			1,516	1,500	11,5	18,1	22,7	26,4	29,3	31,9	34,0	35,9	37,9	39,8	—	—	10	50
				Mittel:	11,4	18,2	22,7	26,3	29,2	31,7	33,8	35,8	37,7	39,7	—	—		
		750°	1,516	1,499	11,5	17,9	22,5	25,9	28,9	31,4	33,6	35,6	37,5	39,2	41,2	—	11	55
			1,515	1,500	11,4	18,0	22,5	26,0	28,9	31,6	33,8	35,8	37,6	39,4	41,9	—	11	55
				Mittel:	11,5	18,0	22,5	26,0	28,9	31,5	33,7	35,7	37,6	39,4	41,6	—		
		800°	1,515	1,498	11,9	18,3	22,7	26,3	29,3	31,7	33,9	35,8	37,6	39,3	41,0	43,0	12	60
			1,516	1,497	11,5	18,0	22,6	26,3	30,1	33,1	35,8	37,9	39,8	41,8	—	—	10	50
				Mittel:	11,7	18,2	22,7	26,3	29,7	32,4	34,9	36,9	38,7	40,6	—	—		

bereits 15 mm betrug. In Tabelle 27 sind die Ergebnisse der Kerbschlagversuche zusammengestellt und in Abb. 33 graphisch aufgetragen.

Aus Tabelle 27 und Abb. 33 geht hervor, daß durch das Abrollen die Wechselschlagfestigkeit wesentlich heruntergedrückt wird. Anlaßtemperaturen zwischen 400 und 550° bedingten nur eine geringe Steigerung, erst von 600° ab stieg die Anzahl der Schläge bis zum Bruch deutlich an und erreichte nach dem Ausglühen bei 800° den Höchstwert.

i) Kerbschlagversuche.

Schließlich wurden noch mit Material D 1a bis 3a und 1b bis 3b Kerbschlagversuche durchgeführt. Die Ergebnisse sind in Tabelle 28 zusammengestellt und in Abb. 34 graphisch aufgetragen.

Aus Tabelle 28 und Abb. 34 geht folgendes hervor:

1. Die Werte für die Schlagfestigkeit liegen bei Stangenmaterial von kleinem Durchmesser (16 mm ∅) im allgemeinen höher als bei dem Stangenmaterial mit

[1] Bei diesem Versuch war die Fallhöhe 43,07 cm, die Schlagarbeit für 1 Schlag somit 13,4 mkg.

[2] Bei diesem Versuch war die Fallhöhe 42,43 cm, die Schlagarbeit für 1 Schlag somit 13,2 mkg.

Digitized by Google

Tabelle 26. Kugeldruckversuche (Brinellhärte) mit Material D (Abb. 30).

Entnommen aus Stange	Zustand des Materials		Eindruck Nr.	Kugeldruckhärte $= \frac{P}{0}$ Einzelwerte kg/mm²	Mittel kg/mm²
1b gepreßt	Anlieferungszustand		1	100	
			2	100	
			3	104	102
			4	102	
			5	104	
2b gepreßt, gezogen			1	139	
			2	135	
			3	141	138
			4	134	
			5	138	
3b gepreßt, gezogen und abgerollt			1	142	
			2	143	
			3	142	142
			4	141	
			5	141	
3b gepreßt, gezogen und abgerollt	2 St. bei den nebenstehenden Temperaturen geglüht und an der Luft abgekühlt	400°	1	121	
			2	117	
			3	118	117
			4	115	
			5	117	
		450°	1	110	
			2	110	
			3	109	109
			4	109	
			5	109	
		500°	1	96	
			2	103	
			3	106	98
			4	97	
			5	94	
		550°	1	98	
			2	96	
			3	106	100
			4	101	
			5	99	
		600°	1	95	
			2	96	
			3	98	96
			4	93	
			5	96	
		650°	1	100	
			2	99	
			3	97	97
			4	96	
			5	96	
		700°	1	106	
			2	111	
			3	107	106
			4	103	
			5	104	
		750°	1	103	
			2	109	
			3	106	106
			4	109	
			5	105	
		800°	1	102	
			2	102	
			3	99	101
			4	101	
			5	101	

Tabelle 27. Wechselschlagversuche mit Material D (Abb. 33) (Wechselschlagwerk Bauart Krupp).

Entnommen aus Stange	Zustand des Materials		Zahl der Schläge bis zum Bruch Einzelwerte	Mittel
1b gepreßt	Anlieferungszustand		2593 2831	2712
2b gepreßt, gezogen			1974 2326	2150
3b gepreßt, abgerollt			1289 2121	1705
3b gepreßt und abgerollt	2 St. bei den nebenstehenden Temperaturen geglüht und an an der Luft abgekühlt	400°	1527 2224	1876
		450°	1924 2091	2008
		500°	2017 2005	2011
		550°	1939 2044	1992
		600°	2304 2416	2360
		650°	3566 3207	3387
		700°	3260 3124	3192
		750°	3474 3660	3567
		800°	3890 4377	4134

Tabelle 28. Kerbschlagversuche mit Material D (Abb. 34).

Material	Spezifische Schlagarbeit mkg/cm² Einzelwerte	Mittel	Zustand des Materials	Spezifische Schlagarbeit mkg/cm² Einzelwerte	Mittel	Material
	2,16			2,35		
	2,08	2,07	nur gepreßt	2,49	2,43	
	1,98			2,45		
1a	2,45		2 St. bei 650° ausgeglüht und an der Luft abgekühlt	2,88		1b
21 mm	2,45	2,44		2,85	2,85	16 mm
⌀	2,43			2,83		⌀
	2,60		2 St. bei 750° ausgeglüht und in Wasser abgeschreckt	2,91		
	2,42	2,55		2,95	2,92	
	2,63			2,89		
	1,28			1,69		
	1,15	1,35	gepreßt und gezogen	1,71	1,69	
	1,61			1,68		
2a	1,91		2 St. bei 650° ausgeglüht und an der Luft abgekühlt	1,99		2b
20 mm	1,90	1,90		2,05	2,02	15 mm
⌀	1,89			2,01		⌀
	2,78		2 St. bei 750° ausgeglüht und in Wasser abgeschreckt	3,31		
	2,85	2,79		3,47	3,48	
	2,74			3,67		
	2,03		gepreßt, gezogen und abgerollt	1,45		
	2,02	1,95		1,47	1,45	
	1,80			1,44		
3a	2,19		2 St. bei 650° ausgeglüht und an der Luft abgekühlt	2,16		3b
20 mm	2,02	2,09		2,21	2,17	15 mm
⌀	2,07			2,13		⌀
	3,88		2 St. bei 750° ausgeglüht und in Wasser abgeschreckt	3,71		
	4,01	3,83		3,66	3,71	
	3,61			3,75		

Digitized by Google

größerem Durchmesser (21 mm ⌀), nur das abgerollte Material 3a und 3b macht hiervon eine Ausnahme.

2. Die gezogenen und gezogenen und abgerollten Stangen (2a und 2b, 3a und 3b) weisen beträchtlich

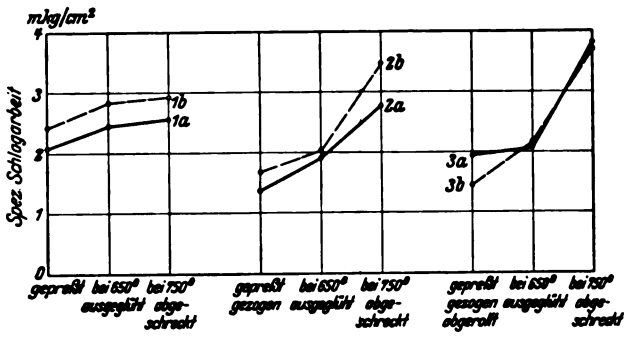


Abb. 34. Kerbschlagversuch mit Material D (Tabelle 28).

geringere Werte für die Schlagfestigkeit auf als die nur gepreßten 1a und 1b.

3. Durch Ausglühen bei 650° wird in allen Fällen die Schlagfestigkeit wieder erhöht. Die Steigerung ist bei dem nur gepreßten Material beträchtlich stärker als bei dem gezogenen und gezogenen und abgerollten.

Material E.

1. Probenmaterial.

Über das zur Verfügung gestellte Probenmaterial machte die Firma folgende Angaben:

„Die Proben sind hergestellt aus 4 Gußbarren, die aus der normalen Fabrikation entnommen waren."

Tabelle a) Gußbarren.

Nr. der Barren	Durchmesser der Barren mm	Chemische Zusammensetzung		
		Kupfer %	Blei %	Zink %
1	175	58,0	2,5	39,5
2	175	57,9	2,4	39,7
3	175	58,1	2,4	39,5
4	175	58,0	2,5	39,5

Aus diesen 4 Gußbarren wurden 4 Rundstangen 1 M bis 4 M gepreßt.

Tabelle b. Angaben über das Pressen der Rundstangen.

Nummer des Barrens	Bezeichnung der Preßstange	Durchmesser des Gußbarrens d_1 mm	Durchmesser der Preßstange d_2 mm	Verhältnis vom Gußbarren zum Preßstangendurchmesser $\frac{d_1}{d_2}$	Preßdruck Atm.	Preßgeschwindigkeit l/m	Preßdauer t/Sekunden	Verhältnis von Preßgeschwindigkeit zur Preßdauer $\frac{l}{t}$ = m/Sek.	Preßtemperatur C°
1	1 M	175	11,8	14,85	250	0,400	45	0,0089	740
2	2 M	175	35,9	4,80	250	0,440	30	0,0146	735
3	3 M	175	29,7	5,90	250	0,445	38	0,0117	700
4	4 M	175	29,7	5,90	250	0,440	50	0,0088	700

Tabelle c. Angaben über das Ziehen von Rundstangen.

Nr. des Barrens	Bezeichnung der Preßstange	Bezeichnung der gezogenen Stange	Durchmesser des Gußbarrens d_1 mm	Durchmesser der Preßstange d_2 mm	Durchmesser der gezogenen Stange d_3 mm	Streckzahlverhältnis Preßstange zu gezogener Stange $\frac{d_2}{d_3}$	Anzahl der Ziehstreifen	Anzahl der Zwischenglühungen	Temperatur der Zwischenglühungen C°
1	1 M	keine gezogene Stange hergestellt	175	11,8	—	—	—	—	—
2	2 M	desgl.	175	35,9	—	—	—	—	—
3	3 M	3 G	175	29,7	28,0	1,06	1	1	600—650
4	4 M	4 G	175	29,7	28,0	1,06	1	1	600—650
1	1 M	1 × G	175	11,8	9,0	1,31	3[1]	3	600—650
2	2 M	2 × G	175	35,9	30,0	1,20	3[2]	3	600—650
3	3 M	3 × G	175	29,7	24,0	1,24	3[2]	3	600—650
4	4 M	4 × G	175	29,7	24,0	1,24	3[2]	3	600—650

Tabelle d. Angaben über das „Abrollen" der gepreßten Stangen[3].

Nr. des Barrens	Bezeichnung der Preßstange	Bezeichnung der abgerollten Stange	Durchmesser des Gußbarrens d_1 mm	Durchmesser der Preßstange d_2 mm	Durchmesser der abgerollten Stange d_4	Größe der Anschwellung beim Abrollen $\frac{d_2}{d_4}$	Bemerkungen
1	1 M	—*	—*	—*	—*	—*	* keine abgerollte Stange hergestellt.
2	2 M	2 A	175	35,9	36,1	0,995	
3	3 M	3 A	175	29,7	29,9	0,994	
4	4 M	4 A	175	29,7	29,9	0,994	

[1] Bei jedem Zug 1 mm Abnahme.
[2] Bei jedem Zug 2 mm Abnahme.
[3] Siehe Fußanmerkung 1, Seite 3.

2. Untersuchung (Material E).

a) Erstarrungspunkt und Kleingefüge.

Material E (1 M) beginnt bei 884° zu erstarren, die $\beta \rightarrow \beta'$-Umwandlung geht bei 453° vor sich. Das Gefüge der gepreßten Stangen entspricht dem üblichen Gefüge gepreßten Materials. Abbildung 35 ist in 100facher Vergrößerung aus der Stange 3 M (29,7 mm ⌀) aufgenommen. Die nadelförmige Ausbildung der α-Mischkristalle ist jedoch nicht so ausgeprägt wie z. B. in den Abb. 1, 7, 24 und 25. Nach dem Ausglühen bei 650° erscheinen die α-Mischkristalle rundlich und gleichmäßig angeordnet (s. Abbildung 36, $v = 100$). Die Abb. 37 und 38 ($v = 100$) sind aus den gezogenen Stangen 3 G (28 mm ⌀) und 1 × G (9 mm ⌀) aufgenommen.

3 G ist erheblich gröber kristallinisch als 1 × G. Eine ausgesprochene Streckrichtung ist nicht vorhanden.

Digitized by Google

Tabelle 29. Zugversuche[1] mit Material E (Anlieferungszustand) (Abb. 40).

Material	Zustand des Materials	Abmessungen		Festigkeit				Formänderung		Elastizitätsmodul $\frac{1}{\alpha} = E$
		Durchmesser d	Querschnitt F	Spannung kg/cm²			Streckgrenzeverhältnis $\frac{\sigma_S}{\sigma_B} \cdot 100$	Dehnung δ_{10} für die Meßlänge $l = 10$ cm	Querschnittsverminderung $\psi = \frac{\Delta F}{F} \cdot 100$	
				σ_P	σ_S	σ_B				
		cm	cm²					%		kg/cm²
1 M	gepreßt (11,8 mm ⌀)	1,200	1,131	880	1860	3890	48	—	—	988000
		1,200	1,131	880	1990	4020	50	—	—	—
		1,200	1,131	880	1810	3730	49	—	—	966000
	Mittel:	—	—	**880**	**1890**	**3880**	**49**	—	—	**977000**
2 M	gepreßt (35,9 mm ⌀)	1,016	0,811	620	1510	4350	35	36,9	—	985000
		1,018	0,814	610	1420	4330	33	36,8	—	1010000
	Mittel:	—	—	**620**	**1470**	**4340**	**34**	**36,9**	—	**997000**
3 M	gepreßt (29,7 mm ⌀)	1,016	0,811	620	1480	4380	34	32,0	—	1015000
		1,016	0,811	620	1480	4350	34	29,9	—	—
	Mittel:	—	—	**620**	**1480**	**4370**	**34**	**31,0**	—	**1015000**
4 M	gepreßt (29,7 mm ⌀)	1,015	0,809	490	1510	4330	35	37,0	—	—
		1,014	0,808	620	1520	4300	35	34,6	—	—
	Mittel:	—	—	**560**	**1520**	**4320**	**35**	**35,8**	—	—
3 G	gezogen (28 mm ⌀)	1,020	0,817	610	3430	4810	71	20,7	—	1040000
		1,016	0,811	620	3460	4810	72	19,5	—	1032000
	Mittel:	—	—	**620**	**3450**	**4810**	**72**	**20,1**	—	**1036000**
4 G	gezogen (28 mm ⌀)	1,015	0,809	870	3890	4850	78	18,3	—	—
		1,014	0,808	870	3750	4860	77	11,6	—	—
	Mittel:	—	—	**870**	**3820**	**4860**	**78**	**15,0**	—	—
1 × G	gezogen (9 mm ⌀)	0,900	0,636	—	3930	5430	72	—	—	—
		0,900	0,636	1100	3930	5460	72	—	—	—
		0,900	0,636	1260	4170	5460	76	—	—	—
	Mittel:	—	—	**1180**	**4010**	**5450**	**73**	—	—	—
2 × G	gezogen (30 mm ⌀)	1,017	0,812	620	3680	4900	75	22,1	—	—
		1,017	0,812	620	3580	4870	74	20,4	—	—
	Mittel:	—	—	**620**	**3630**	**4890**	**75**	**21,3**	—	—
3 × G	gezogen (24 mm ⌀)	1,018	0,814	610	3930	5070	78	18,5	—	1080000
		1,016	0,811	740	3760	5090	74	18,1	—	1115000
		1,018	0,814	740	3930	5070	78	17,9	—	—
	Mittel:	—	—	**700**	**3870**	**5080**	**77**	**18,2**	—	**1097500**
4 × G	gezogen (24 mm ⌀)	1,020	0,817	610	3800	4960	77	20,7	—	—
		1,019	0,816	490	3560	4870	73	20,5	—	—
	Mittel:	—	—	**550**	**3680**	**4920**	**75**	**20,6**	—	—
2 A	abgerollt (36,1 mm ⌀)	1,016	0,811	620	1660	4500	37	34,2	—	—
		1,014	0,808	490	1550	4520	34	32,0	—	1056000
	Mittel:	—	—	**560**	**1610**	**4510**	**36**	**33,1**	—	**1056000**
3 A	abgerollt (29,9 mm⌀)	1,017	0,812	860	1870	4370	53	22,6	—	1025000
		1,016	0,811	860	1860	4350	43	21,0	—	—
	Mittel:	—	—	**860**	**1870**	**4360**	**48**	**21,8**	—	**1025000**
4 A	abgerollt (29,9 mm ⌀)	1,030	0,817	490	1790	4350	41	32,2	—	993000
		1,015	0,809	740	1820	4420	41	32,6	—	1035000
	Mittel:	—	—	**620**	**1810**	**4390**	**41**	**32,4**	—	**1014000**

Abb. 39 ($v = 100$) ist aus der abgerollten Stange 3 A (29,9 mm ⌀) aufgenommen. Das Gefüge ähnelt dem Gefüge der gepreßten und bei 650° ausgeglühten Probe (s. Abb. 36)[2].

[1] Rundstäbe bearbeitet.

[2] Über die Gefügeausbildung in α-β-Messing siehe II. Teil, S. 44.

b) Zugversuche.

1. Zunächst wurden von den verschiedenen Materialien E (gepreßt, gezogen, abgerollt) die Festigkeitseigenschaften im Zustand der Einlieferung ins Amt ermittelt.

Die Ergebnisse sind in Tabelle 29 zusammengestellt und in Abb. 40 graphisch abgetragen.

Digitized by Google

12606 $v = 100$

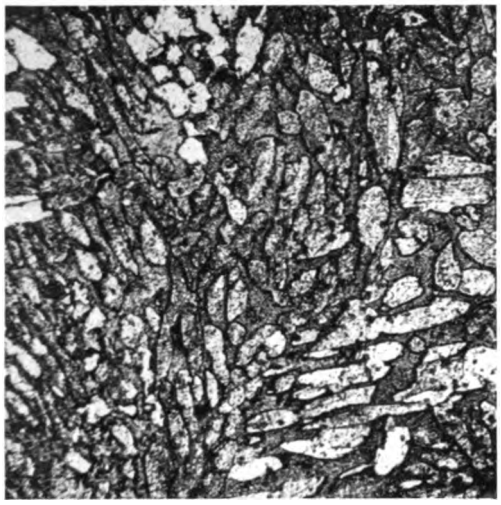


Abb. 35. Material E, 3 M gepreßt (29,7 mm ⌀).

12607 $v = 100$

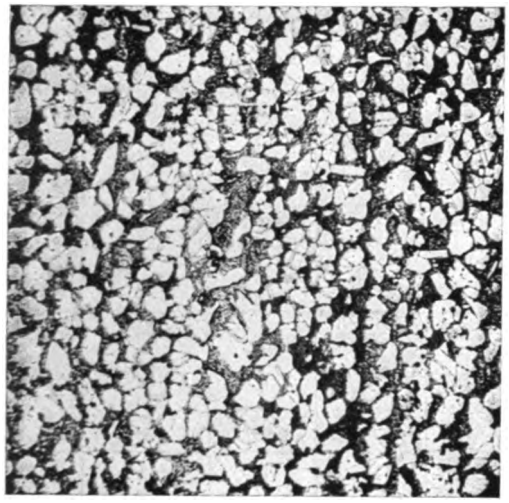


Abb. 36. Material E, 3 M gepreßt und bei 650° ausgeglüht.

12601 $v = 100$

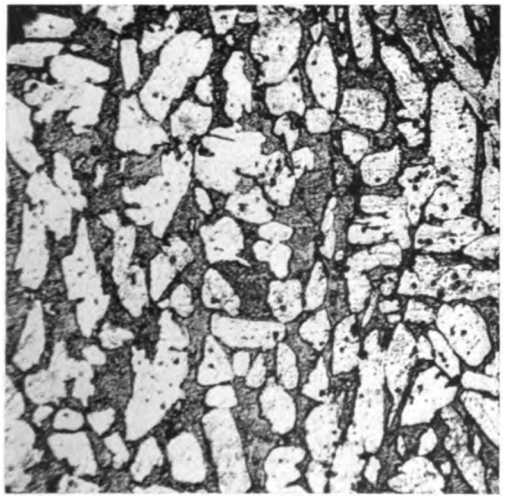


Abb. 37. Material E, 3 G gezogen (28 mm ⌀).

12613 $v = 100$

Abb. 38. Material E, 1 × G gezogen (9 mm ⌀).

12611 $v = 100$

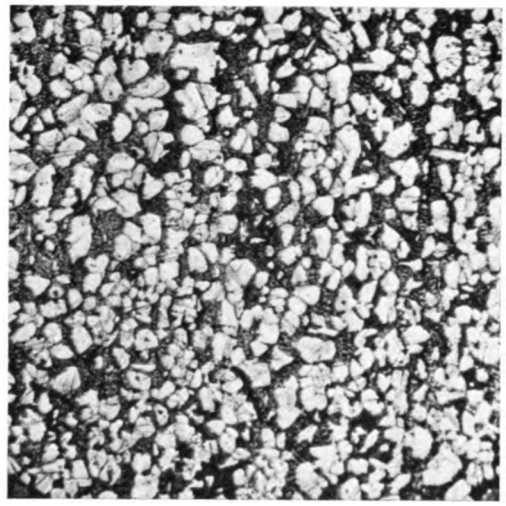


Abb. 39. Material E, 3 A abgerollt (29,9 mm ⌀).

die anderen Stangen (2 M, 3 M, 4 M) haben annähernd gleiche Festigkeit, Streckgrenze und Proportionalitätsgrenze, die Dehnung ist bei Material 3 M am geringsten.

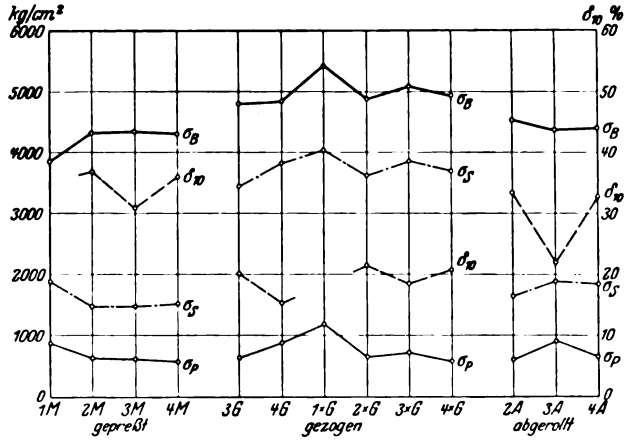


Abb. 40. Zugversuch mit Material E, Anlieferungszustand (Rundstäbe Tabelle 29).

Aus Tabelle 29 und Abb. 40 geht folgendes hervor:

1. Von den nur gepreßten Stangen weist die Stange 1 M mit dem kleinsten Durchmesser (11,8 mm) die geringste Festigkeit und die höchste Streckgrenze auf,

2. Das gezogene Material weist hohe Festigkeit und hohe Streckgrenze auf; bei Material 1 × G sind alle Werte (auch die Dehnung) besonders hoch.

Digitized by Google

Tabelle 30. Zugversuche[1] mit Material E nach dem Ausglühen und Abschrecken (Abb. 41).

Material	Zustand des Materials	Abmessungen: Durchmesser d cm	Abmessungen: Querschnitt F cm²	Festigkeit: Spannung kg/cm²: σ_P	σ_S	σ_B	Streckgrenzenverhältnis $\frac{\sigma_S}{\sigma_B} \cdot 100$	Formänderung: Dehnung δ_{10} für die Meßlänge $l = 10$ cm %	Querschnittsverminderung $\psi = \frac{\Delta F}{F} \cdot 100$	Elastizitätsmodul $\frac{1}{\alpha} = E$ kg/cm²
1 × G	2 St. bei 650° geglüht und an der Luft abgekühlt	0,892	0,625	—	1670	4260	39	38,2	42	—
		0,891	0,624	—	1900	4230	45	—	—	—
		0,893	0,626	—	1730	4260	41	—	—	—
		Mittel:		—	**1770**	**4250**	**42**	**(38,2)**	**(42)**	—
3 × G		1,014	0,808	740	1410	4270	33	33,7	38	—
		1,015	0,809	620	1360	4200	32	26,4	38	—
		Mittel:		**680**	**1390**	**4240**	**33**	**30,1**	**38**	—
2 M	2 St. bei 750° geglüht und dann in Wasser von 18° abgeschreckt	1,012	0,804	1240	2710	5170	52	11,3	16	—
		1,008	0,798	1130	2510	5610	45	17,4	20	—
		Mittel:		**1190**	**2610**	**5390**	**49**	**14,4**	**18**	—
3 M		1,004	0,792	1260	2730	5560	49	13,6	23	—
		1,011	0,803	1250	2640	5420	49	14,7	28	—
		Mittel:		**1260**	**2690**	**5490**	**49**	**14,2**	**26**	—
4 M		1,009	0,800	1130	2770	5840	47	17,0	21	—
		1,006	0,795	1130	2820	5880	48	16,5	22	—
		Mittel:		**1130**	**2800**	**5860**	**48**	**16,8**	**22**	—
3 G		1,010	0,801	1500	2850	5460	52	10,9	21	—
		1,011	0,803	1490	2640	5200	51	9,8	21	—
		Mittel:		**1500**	**2750**	**5330**	**52**	**10,4**	**21**	—
4 G		1,010	0,801	1250	3000	5240	57	6,6	12	—
		1,010	0,801	1250	3010	5340	56	8,2	15	—
		Mittel:		**1250**	**3010**	**5290**	**57**	**7,4**	**14**	—
1 × G		0,890	0,622	—	3520	4700	75	7,9	13	—
		0,893	0,626	—	3550	4750	75	—	—	—
		0,891	0,624	—	3280	4700	70	—	—	—
		Mittel:		—	**3450**	**4720**	**73**	**(7,9)**	**(13)**	—
2 × G		1,009	0,800	1130	2360	4750	50	10,1	17	—
3 × G		1,025	0,825	730	2100	3330	63	—	—	—
		1,014	0,808	1110	2600	4760	55	—	—	—
		Mittel:		**920**	**2350**	**4050**	**59**	**(10,1)**	**(17)**	—
4 × G		1,012	0,804	1120	2440	4630	53	10,8	16	—
		1,014	0,808	1240	2650	4980	53	12,3	18	—
		Mittel:		**1180**	**2550**	**4810**	**53**	**11,6**	**17**	—
2 A		1,010	0,801	870	2460	4840	51	11,1	24	—
		0,997	0,781	770	—	4160	—	6,1	17	—
		Mittel:		**820**	**(2460)**	**4500**	**(51)**	**8,6**	**21**	—
3 A		1,007	0,796	1130	2790	5030	55	6,3	11	—
		1,004	0,792	1140	2800	5650	50	10,2	16	—
		Mittel:		**1140**	**2800**	**5340**	**53**	**8,3**	**14**	—
4 A		1,015	0,809	1240	2970	5070	59	7,5	16	—
		1,010	0,801	870	2500	4340	58	—	10	—
		Mittel:		**1050**	**2740**	**4700**	**59**	**(7,6)**	**13**	—

3. Durch das Abrollen der gepreßten Stangen wurden die Werte für σ_B und σ_P nicht erheblich geändert. σ_S stieg etwas an und die Dehnung sank zum Teil beträchtlich (3 A) ab[2].

Zur Ermittlung der Zugfestigkeit nach dem Ausglühen und nach dem Abschrecken wurden aus den gezogenen Stangen 1 × G und 3 × G einige Rundstäbe 2 St. bei 650° ausgeglüht und an der Luft abgekühlt. Von den Materialien 2 M, 3 M, 4 M, 3 G, 4 G,

[1] Rundstäbe unb[illegible]

[2] Siehe auch Ta[illegible]

zu auf S. 52.

Digitized by Google

1 × G, 2 × G, 3 × G, 4 × G, 2 A, 3 A, 4 A wurden außerdem Rundstäbe 2 St. bei 750° geglüht und in Wasser von 18° abgeschreckt.

Die Ergebnisse der Zugversuche sind in Tabelle 30 zusammengestellt und in Abb. 41 graphisch aufgetragen.

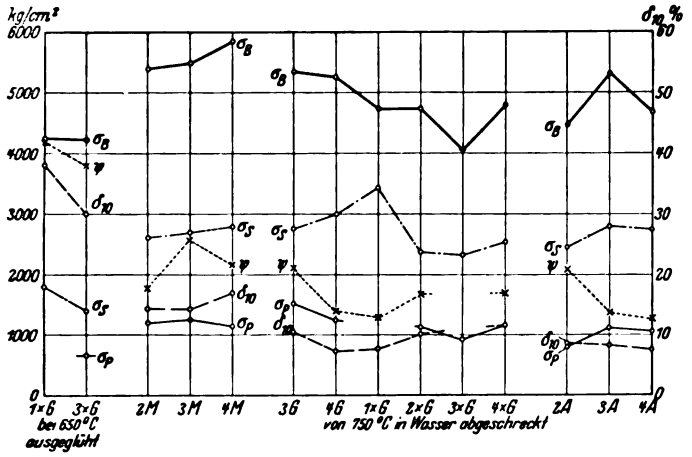


Abb. 41. Zugversuche mit Material E, ausgeglüht und von 750° in Wasser abgeschreckt (Rundstäbe Tabelle 30).

Aus Tabelle 30 und Abb. 41 geht folgendes hervor:

1. Durch das Ausglühen bei 650° mit nachfolgender Luftabkühlung ist die Festigkeit σ_B und die Streckgrenze σ_S der gezogenen Materialien 1 × G und 3 × G stark heruntergedrückt, die Dehnung stark gehoben worden.

2. Das Abschrecken von 750° in Wasser von 18° hat bei den gepreßten Materialien 2 M, 3 M und 4 M

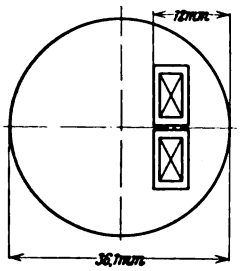


Abb. 42. Entnahme der Flachstäbe aus Material 2 × G.

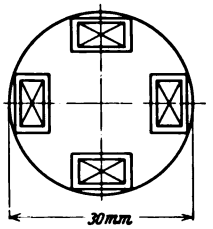


Abb. 43. Entnahme der Flachstäbe aus Material 2 A.

ein starkes Ansteigen der Festigkeit (σ_B) und der Streckgrenze (σ_S) bewirkt, während die Dehnung herabgesunken ist.

Die gezogenen Materialien weisen stark schwankende Werte auf. Die Festigkeit σ_B liegt teils über den Werten im gezogenen Zustand, teils darunter. Die Streckgrenze liegt in allen Fällen unter den Werten, im gezogenen Zustand, ebenso auch die Dehnung. Die abgerollten Materialien haben sich ähnlich wie die gezogenen verhalten; die Dehnung ist beträchtlich gesunken.

3. Mit dem gezogenen Material 2 × G und dem abgerollten Material 2 A wurden noch Zugversuche mit Flachstäben nach dem Anlassen bzw. Ausglühen bei verschiedenen Temperaturen (mit nachfolgender Luftabkühlung) ausgeführt. Die Anlaß- bzw. Glühtemperaturen sind in Tabelle 31 angegeben. Von den ausgeglühten Abschnitten der Stange 2 × G wurden nach Maßgabe der Abb. 42 am äußeren Umfang 19 Flachstäbe von etwa 7 × 4 mm Stabquerschnitt und etwa 66 mm prismatischer Länge entnommen[1]. Die Probeentnahme aus dem Material 2 A ist aus Abb. 43 ersichtlich.

Die Ergebnisse der Zugversuche sind in Tabelle 31 zusammengestellt und in Abb. 44 graphisch aufgetragen. Die Festigkeit (σ_B) der abgerollten Stangen wird bis zu

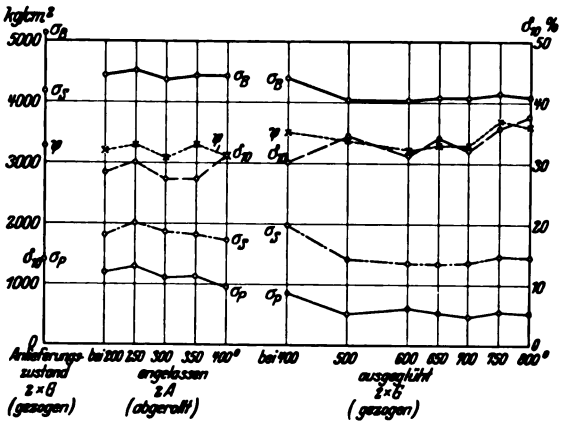


Abb. 44. Zugversuche mit Material E (Flachstäbe) nach dem Anlassen bzw. Ausglühen bei verschiedenen Temperaturen.

400° Anlaßhitze nicht merkbar geändert, Streckgrenze (σ_S) und Proportionalitätsgrenze (σ_P) sinken schwach ab, während die Dehnung bei 400° Anlaßhitze deutlich ansteigt. Bei den gezogenen Stangen ist bei den bei 400° angelassenen Proben immer noch die Wirkung des Kaltziehens merkbar, erst von 500° Glühtemperatur ab ist sie nicht mehr erkennbar. Die Festigkeitswerte (σ_S, σ_B) ändern sich bei 800° Glühtemperatur nicht mehr wesentlich, nur die Dehnung (δ) weist bei 750 und 800° Glühtemperatur einen weiteren Anstieg auf.

c) Spannungsmessungen.

Die Spannungsmessungen wurden mit einem Abschnitt der gezogenen Stange 2 × G und mit Abschnitten der abgerollten Stangen 2 A und 3 A durchgeführt; schließlich wurden noch Abschnitte der Stange 2 A bei verschiedenen Temperaturen 2 St. lang angelassen und in ihnen nach dem Abkühlen die Spannungen ermittelt. Die Ergebnisse sind in den Tabellen 32 bis 34 zusammengestellt und in den Abb. 45 bis 48 graphisch aufgetragen.

Die gezogene Stange 2 × G weist außen starke Zugspannungen auf, während die abgerollten Stangen in den Außenschichten schwache Druckspannungen und im Inneren Zugspannungen zeigen. Beim Anlassen der abgerollten Stange 2 A trat von etwa 300° Anlaßhitze ein Absinken der inneren Spannungen ein und bei 400° war das Material nahezu spannungsfrei.

Hiernach ergeben sich zwei Wege, um die Spannungen in einem kaltgereckten Material aufzuheben bzw. herabzumindern: 1. Anlassen bzw. Ausglühen bei Temperaturen von etwa 300° aufwärts. 2. Kaltstauchung eines vorher kaltgezogenen Materials oder umgekehrt.

[1] Beim Längsaufsägen wurden die Hälften der im Anlieferungszustand und nach dem Anlassen bei 400° zerlegten Abschnitte etwas krumm. Die anderen Abschnitte blieben gerade.

Digitized by Google

Tabelle 31.

Zugversuche mit Material E (Flachstäbe) nach dem Ausglühen bei verschiedenen Temperaturen (Abb. 44).

Material	Zustand des Materials		Abmessung	Festigkeit				Formänderung		Elastizitätsmodul
				Spannung kg/cm²						
			Querschnitt F cm²	σ_P	σ_S	σ_B	Streckgrenzenverhältnis $\frac{\sigma_S}{\sigma_B} \cdot 100$	Dehnung δ_{10} für die Meßlänge $l = 10$ cm %	Querschnittsverminderung $\psi = \frac{\Delta F}{F} \cdot 100$	$\frac{1}{\alpha} = E$ kg/cm²
2 × G	Anlieferungszustand		0,284	1230	4260	5210	82	12,9	34	1013000
			0,277	1440	4150	5050	82	15,0	30	1007000
			0,291	1550	4160	5160	81	14,8	36	994400
			Mittel:	**1410**	**4190**	**5140**	**82**	**14,2**	**33**	**1004800**
	2 St. bei nebenstehenden Temperaturen geglüht und an der Luft abgekühlt	400°	0,279	538	1670	4300	39	32,0	32	991200
			0,291	773	2060	4420	47	33,1	39	1053500
			0,280	1340	2220	4500	49	25,1	34	1010000
			Mittel:	**884**	**1980**	**4410**	**45**	**30,1**	**35**	**1018200**
		500°	0,285	526	1440	4070	35	33,2	32	982000
			0,285	526	1440	4070	35	31,8	34	1061000
			0,291	515	1430	4060	35	38,5	36	1026700
			Mittel:	**522**	**1440**	**4070**	**35**	**34,5**	**34**	**1023200**
		600°	0,284	616	1370	3980	34	29,1	30	960000
			0,288	608	1370	4130	33	33,5	34	865500
			Mittel:	**612**	**1370**	**4060**	**34**	**31,3**	**32**	**912800**
		650°	0,274	547	1350	4050	33	32,8	32	937500
			0,279	538	1360	4120	33	35,5	34	1010000
			Mittel:	**543**	**1360**	**4090**	**33**	**34,1**	**33**	**973800**
		700°	0,282	443	1380	4110	34	32,7	34	1002900
			0,280	536	1390	4110	34	32,0	32	1004000
			Mittel:	**489**	**1390**	**4110**	**34**	**32,4**	**33**	**1003500**
		750°	0,295	508	1460	4140	35	38,7	38	1021000
			0,292	599	1490	4180	36	33,0	36	998900
			Mittel:	**554**	**1480**	**4160**	**36**	**35,9**	**37**	**1009950**
		800°	0,296	507	1450	4050	36	35,2	35	1038500
			0,291	515	1460	4120	35	40,3	37	1101000
			Mittel:	**511**	**1460**	**4090**	**36**	**37,8**	**36**	**1069800**
2 A	2 St. bei nebenstehenden Temperaturen angelassen und an der Luft abgekühlt	200°	0,252	1090	1790	4420	40	29,7	33	—
			0,268	1310	1850	4480	41	27,5	30	—
			Mittel:	**1200**	**1820**	**4450**	**41**	**28,6**	**32**	—
		250°	0,280	1070	1950	4500	43	29,7	33	—
			0,279	1520	2060	4520	46	30,5	32	—
			Mittel:	**1300**	**2010**	**4510**	**45**	**30,1**	**33**	—
		300°	0,283	880	1820	4310	42	—	32	—
			0,279	1340	1940	4410	44	27,3	29	—
			Mittel:	**1110**	**1880**	**4360**	**43**	**27,3**	**31**	—
		350°	0,277	1260	1840	4440	41	28,3	31	—
			0,268	1030	1830	4400	42	26,5	34	—
			Mittel:	**1150**	**1840**	**4420**	**42**	**27,4**	**33**	—
		400°	0,274	820	1680	4360	39	32,2	31	—
			0,270	1110	1780	4500	40	30,4	31	—
			Mittel:	**970**	**1730**	**4430**	**40**	**31,3**	**31**	—

d) Druckversuche.

Für die Druckversuche wurden Proben aus allen Materialien im Anlieferungszustand (nicht abgedreht) verwandt. Von den Materialien 2 M, 3 G und 2 A wurden ferner Proben geprüft, die auf 20 mm bzw. 10 mm Durchmesser abgedreht waren. Von Material 2 A wurden schließlich Abschnitte bei steigenden Temperaturen (s. Tabelle 35) angelassen, an der Luft abgekühlt und nach dem Abdrehen auf 30 mm der Prüfung auf Druckfestigkeit unterzogen. Die Ergebnisse sind in Tabelle 35 zusammengestellt und in Abb. 49 graphisch aufgetragen.

Digitized by Google

Tabelle 32. Spannungsmessungen (Abb. 45).
Material 2 × G (gepreßt und gezogen).
Ursprüngliche Länge der Abdrehung $l = 17{,}0$ cm.

Nr. der abgedrehten Schicht	Material E	Durchmesser des Stabes nach der n ten Abdrehung cm	Querschnitte: der abgedrehten Schicht f'_n cm²	Querschnitte: des übrigbleibenden Stabteiles f''_n cm²	Längenänderung des Stabes nach der n ten Abdrehung $l_n - l$ cm	Spannung in der n ten Schicht des ursprünglichen Stabes σ_n in kg/cm²
0	2 × G gepreßt und gezogen	2,99	0	0,722	—	—
1		2,59	1,753	5,269	0,01285	+2270
2		2,22	1,398	3,871	0,02179	+ 700
3		1,82	1,269	2,602	0,02634	— 735
4		1,42	1,018	1,584	0,02864	—1335
5		1,02	0,767	0,817	0,03286	—1425
—		0	0,817	0	—	—1935

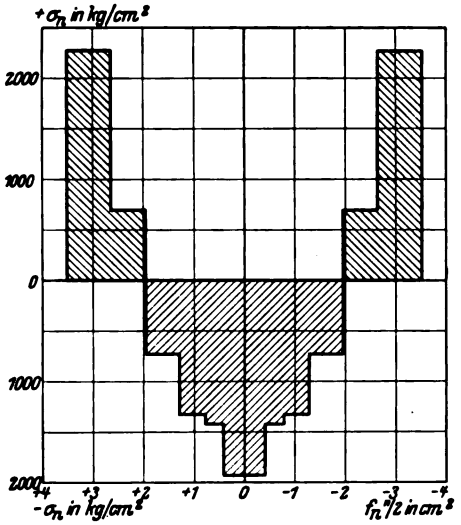


Abb. 45. Reckspannungen, Material 2 × G (gezogen).

Tabelle 33. Spannungsmessungen (Abb. 46 und 47).
Material 2 A und 3 A (gepreßt und abgerollt).
2 A Ursprüngliche Länge der Abdrehung $l = 17{,}01$ cm.
3 A „ „ „ „ $l = 17{,}02$ cm.

Nr. der abgedrehten Schicht	Material E	Durchmesser des Stabes nach der n ten Abdrehung cm	Querschnitte: der abgedrehten Schicht f_n cm²	Querschnitte: des übrigbleibenden Stabteiles f''_n cm²	Längenänderung des Stabes nach der n ten Abdrehung $l_n - l$ cm	Spannung in der n ten Schicht des ursprünglichen Stabes σ_n in kg/cm²
0	2 A gepreßt und abgerollt (Abb. 46)	3,61	0	10,235	—	—
1		3,20	2,192	8,043	—0,00103	—225
2		2,80	1,885	6,158	—0,00141	— 10
3		2,40	1,634	4,524	—0,00320	—210
4		2,01	1,351	3,173	—0,00316	+195
5		1,61	1,137	2,036	—0,00339	+160
6		1,22	0,867	1,169	—0,00381	+225
—		0	1,169	0	—	—
0	3 A gepreßt und abgerollt (Abb. 47)	2,99	0	7,022	—	—
1		2,60	1,713	5,309	—0,00227	—415
2		2,22	1,438	3,871	—0,00406	—150
3		1,82	1,269	2,602	—0,00594	+ 10
4		1,42	1,018	1,584	—0,00678	+270
5		1,02	0,767	0,817	—0,00881	+270
—		0	0,817	0	—	+520

Tabelle 34. Spannungsmessungen mit Material E. 2 A (abgerollt) und bei verschiedenen Temperaturen angelassen (Abb. 48).

Nr der abgedrehten Schicht	Material E	Ursprüngliche Länge der Abdrehung in cm	Wärmebehandlung	Durchmesser des Stabes nach der n ten Abdrehung cm	Querschnitte: der abgedrehten Schicht f'_n cm²	Querschnitte: des übrigbleibenden Stabteiles f''_n cm²	Längenänderung des Stabes nach der n ten Abdrehung $l_n - l$ cm	Spannung in der n ten Schicht des ursprünglichen Stabes σ_n in kg/cm²
0	2 A (gepreßt und abgerollt) bei verschiedenen Temperaturen angelassen	17,01	Anlieferungszustand (aus Tabelle 33)	3,61	0	10,235	—	—
1				3,20	2,192	8,043	—0,00103	—225
—				0	8,043	0	—	+ 60
0		17,05	bei 200° angelassen	3,61	0	10,235	—	—
1				3,21	2,142	8,093	—0,00114	—250
—				0	8,093	0	—	+ 65
0		17,07	bei 250° angelassen	3,61	0	10,235	—	—
1				3,21	2,142	8,093	—0,00110	—240
—				0	8,093	0	—	+ 65
0		17,06	bei 300° angelassen	3,61	0	10,235	—	—
1				3,21	2,142	8,093	—0,00090	—200
—				0	8,093	0	—	+ 55
0		17,07	bei 350° angelassen	3,61	0	10,235	—	—
1				3,21	2,192	8,043	—0,00083	—180
—				0	8,043	0	—	+ 50
0		17,08	bei 400° angelassen	3,61	0	10,235	—	—
1				3,21	2,142	8,093	—0,00046	—100
—				0	8,039	0	—	+ 25

Digitized by Google

Aus Tabelle 35 und Abb. 49 geht folgendes hervor:

1. Von den gepreßten Stangen weist die Stange 2 M mit dem größten Durchmesser (∼ 36 mm ⌀) die geringste

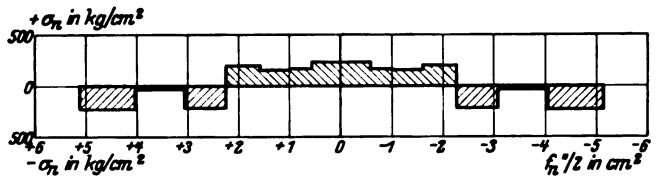


Abb. 46. Reckspannungen, Material 2 A (abgerollt).

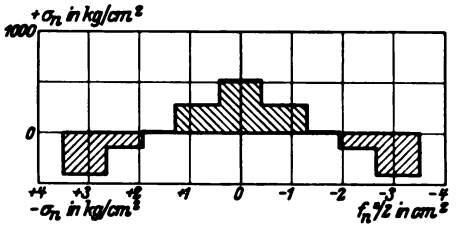


Abb. 47. Reckspannungen, Material 3 A (abgerollt).

und die Stange 1 M mit dem kleinsten Durchmesser (∼ 12 mm ⌀) höchste Quetschgrenze (— σ_S) auf. Das Abdrehen auf kleinere Durchmesser hat keine wesentlichen Unterschiede in der Druckfestigkeit bedingt.

3. Die abgerollten Stangen (2 A bis 4 A) weisen erheblich höhere Werte für —σ_S auf als die gepreßten Stangen; sie bleiben aber immer noch beträchtlich hinter den Werten für die gezogenen Stangen zurück. Auch hier zeigt sich deutlich der Einfluß des Abdrehens auf geringere Querschnitte durch Absinken der —σ_S-Grenze.

4. Durch Anlassen bei steigenden Temperaturen wird die —σ_S-Grenze der abgerollten Stangen 2 A deutlich heruntergedrückt. Auffallenderweise ist der Abfall bei 200° Anlaßhitze am größten. Von 250 bis 400° Anlaßhitze sinkt die —σ_S-Grenze nur sehr langsam ab.

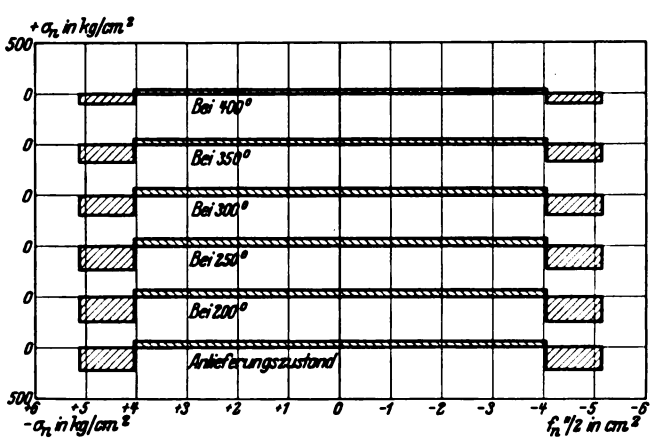


Abb. 48. Reckspannungen, Material 2 A (abgerollt) und bei verschiedenen Temperaturen angelassen.

2. Von den gezogenen Stangen weist die Stange 1 × G die höchsten Werte für die Quetschgrenze (—σ_S) auf. Das Abdrehen auf kleinere Durchmesser hat bei der Stange 3 G ein deutliches Herabsinken der —σ_S-

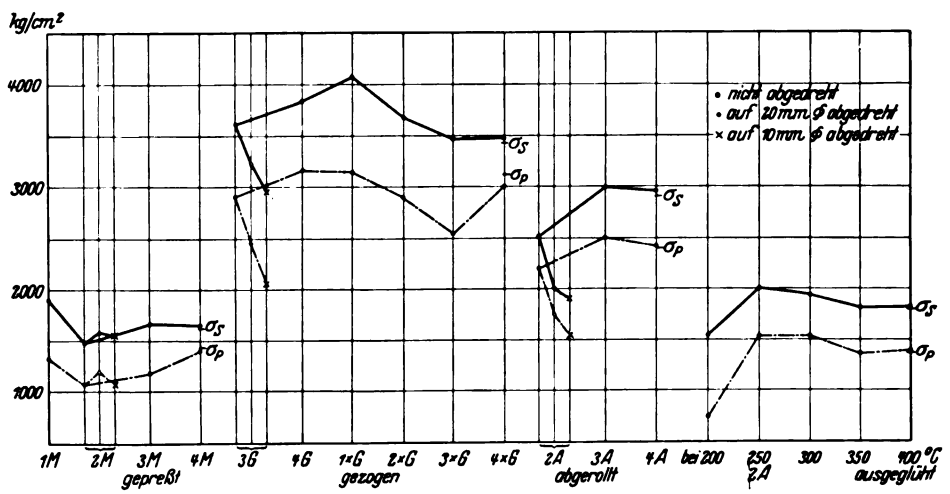


Abb. 49. Druckversuche mit Material E (Tabelle 35).

Grenze bewirkt; daraus geht hervor, daß der Einfluß des Kaltziehens [illegible] die Randzonen beeinflußt, mehr na[illegible]ndstangen hin ist der Einfluß erheb[illegible]

5. Die Werte für die —σ_P-Grenze liegen bei allen Proben entsprechend tiefer, die Veränderungen laufen mit den Veränderungen der —σ_S-Grenze durchaus parallel.

Digitized by Google

Tabelle 35. Druckversuche mit Material E (Abb. 49).

Entnommen aus Stange	Zustand des Materials		Abmessungen			Festigkeit Spannung in kg/cm²		
			Höhe h cm	Durchmesser d cm	Druckfläche f cm²	Höchstlast $-\sigma_B$	P-Grenze $-\sigma_P$	Quetschgrenze $-\sigma_S$
1 M	gepreßt		1,206	1,200	1,131	11050	1330	1940
			1,215	1,198	1,130	11310	1330	1860
						Mittel:	**1330**	**1900**
2 M			3,605	3,585	10,09	2980	1090	1490
			3,603	3,585	10,09	5350	1090	1490
						Mittel:	**1090**	**1490**
3 M			2,970	2,955	6,86	9050	1020	1650
			2,970	2,953	6,85	3650	1360	1670
						Mittel:	**1190**	**1660**
4 M			2,970	2,971	6,93	3610	1410	1650
			2,969	2,963	6,90	3620	1380	1650
						Mittel:	**1400**	**1650**
3 G	gezogen	Anlieferungszustand (nicht abgedreht)	2,806	2,796	6,14	4890	3100	3750
			2,807	2,796	6,14	4890	2740	3460
						Mittel:	**2920**	**3610**
4 G			2,808	2,798	6,15	4880	3120	3780
			2,809	2,799	6,15	4880	3260	3900
						Mittel:	**3190**	**3840**
1 × G			0,916	0,897	0,632	5220	3170	4120
			0,914	0,898	0,633	5210	3160	4040
						Mittel:	**3170**	**4080**
2 × G			3,000	2,994	7,040	4970	2700	3560
			2,998	2,995	7,045	4970	3120	3810
						Mittel:	**2910**	**3690**
3 × G			2,405	2,402	4,53	5300	2560	3530
			2,405	2,400	4,52	5320	2550	3450
						Mittel:	**2560**	**3490**
4 × G			2,406	2,401	4,53	5400	3010	3440
			2,405	2,399	4,52	5320	3010	3540
						Mittel:	**3010**	**3490**
2 A	abgerollt		3,604	3,608	10,22	7830	2230	2580
			3,605	3,609	10,23	7820	2190	2460
						Mittel:	**2210**	**2520**
3 A			3,002	2,987	7,01	3420	2570	3020
			3,001	2,989	7,02	3420	2460	3020
						Mittel:	**2520**	**3020**
4 A			3,000	2,988	7,01	3420	2460	2970
			3,000	2,991	7,03	6400	2420	2960
						Mittel:	**2440**	**2970**
2 M	gepreßt	Anlieferungszustand	2,01	2,014	3,186	1880	1260	1600
			2,01	2,015	3,189	1880	1130	1560
						Mittel:	**1200**	**1580**
3 G	gezogen	abgedreht auf 20 mm ⌀	2,01	2,014	3,186	4080	2510	3260
			2,01	2,014	3,186	4080	2380	3210
						Mittel:	**2450**	**3240**
2 A	abgerollt		2,00	2,010	3,173	2520	1760	2020
			2,01	2,010	3,173	2520	1760	1990
						Mittel:	**1760**	**2010**

Digitized by Google

Tabelle 35 (Fortsetzung).

Entnommen aus Stange	Zustand des Materials	Anlieferungszustand		Abmessungen: Höhe h cm	Durchmesser d cm	Druckfläche f cm²	Festigkeit Spannung in kg/cm²: Höchstlast $-\sigma_B$	P-Grenze $-\sigma_P$	Quetschgrenze $-\sigma_S$
2 M	gepreßt			0,909	1,025	0,825	2360	1090	1540
				0,909	1,024	0,824	2310	1090	1570
							Mittel:	**1090**	**1560**
3 G	gezogen		abgedreht auf 10 mm ⌀	1,008	1,027	0,828	3620	1930	2960
				1,012	1,026	0,827	3620	2170	2970
							Mittel:	**2050**	**2970**
2 A	abgerollt			1,010	1,028	0,830	2650	1570	1890
				1,010	1,027	0,828	2650	1570	1930
							Mittel:	**1570**	**1910**
2 A (abgerollt)	2 St. bei nebenstehenden Temperaturen geglüht und an der Luft abgekühlt, dann auf 300 mm ⌀ abgedreht		200°	3,00	3,01	7,116	1970	980	1550
				3,00	3,01	7,116	1970	910	1550
							Mittel:	**950**	**1550**
			250°	3,01	3,01	7,116	2390	1550	2030
				3,01	3,00	7,069	2410	1550	2020
							Mittel:	**1550**	**2030**
			300°	3,01	3,00	7,069	2410	1550	1970
				3,00	3,01	7,116	2390	1550	1920
							Mittel:	**1550**	**1950**
			350°	3,01	3,01	7,116	2250	1410	1830
				3,01	3,01	7,116	2250	1340	1830
							Mittel:	**1380**	**1830**
			400°	3,01	3,01	7,116	2250	1410	1830
				3,01	3,01	7,116	2250	1410	1830
							Mittel:	**1410**	**1830**

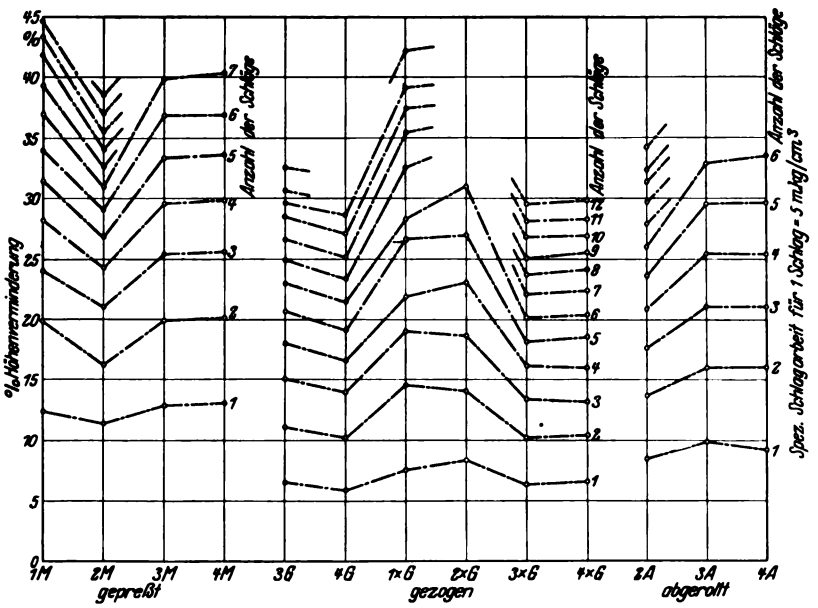


Abb. 50. Schlagversuche mit Material E (Tabelle 36).

e) Schlagversuche.

Für die Schlagversuche wurde das gleiche Stangenmaterial verwandt wie für die Druckversuche. Da die Proben verschiedenen Durchmesser hatten, so wurden Fallhöhe und Bärgewicht so weit verändert, daß die spezifische Schlagarbeit für 1 Schlag immer 5 mkg/ccm betrug.

In Tabelle 36 sind die Ergebnisse zusammengestellt und in Abb. 50 graphisch aufgetragen.

Aus Tabelle 36 und Abb. 50 ergibt sich folgendes:

1. Von den gepreßten Stangen hat die Stange 2 M (35,9 mm ⌀) die höchste Schlagfestigkeit; die Stangen 3 M und 4 M mit gleichem Durchmesser weisen die gleiche Schlagfestigkeit auf und die Stange 1 M mit kleinstem Durchmesser liegt etwa in der Mitte zwischen den anderen Stangen.

2. Die gezogenen Stangen besitzen beträchtlich höhere Schlagfestigkeit als die gepreßten. Die Stangen 3 G, 4 G und 3 × G, 4 × G weisen etwa die gleiche hohe Schlagfestigkeit auf; etwas geringer ist sie bei den Stangen 1 × G und 2 × G.

3. Die Schlagfestigkeit der abgerollten Stange liegt etwa in der Mitte der Festigkeit der gepreßten und gezogenen Stangen.

Digitized by Google

Entnommen aus Stange	Zustand des Materials	Abmessungen: Höhe h cm	Abmessungen: Durchmesser d cm	Bärgewicht kg	Fallhöhe cm	Schlagarbeit für 1 Schlag mkg	Höhenverminderung in % nach den übergeschriebenen Schlägen: 1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12	13	14	15	Zum Bruch erforderlich: n = Zahl der Schläge	Spezifische Schlagarbeit in mkg cm³ für n Schläge
1 M	gepreßt	1,21	1,20	31,11	22,0	6,86	12,4	20,7	24,0	28,1	31,4	33,9	37,2	39,7	42,2	43,8	—	—	—	—	—	11	55
	11,8 mm ⌀	1,21	1,20				12,4	19,0	24,0	28,1	31,4	33,9	36,4	38,9	41,3	43,0	44,7	—	—	—	—	12	60
							12,4	**19,9**	**24,0**	**28,1**	**31,4**	**33,9**	**36,8**	**39,3**	41,8	43,4	—	—	—	—	—		
2 M	gepreßt	3,61	3,59	100,02	182,6	182,65	11,6	17,2	21,4	24,7	27,2	29,1	30,5	32,4	34,1	35,2	36,9	38,2	39,6	41,9	43,3	16	80
	35,9 mm ⌀	3,60	3,59		183,0	182,00	11,1	15,2	20,5	23,8	26,6	29,1	31,0	32,8	34,1	35,8	37,2	38,8	—	—	—	13	65
							11,4	**16,2**	**21,0**	**24,3**	**26,9**	**29,1**	**30,8**	**37,6**	**34,1**	**35,5**	**37,1**	**38,5**	—	—	—		
3 M	gepreßt	2,97	2,96	100,02	102,2	102,25	12,5	19,5	24,9	29,3	33,0	36,7	39,8	—	—	—	—	—	—	—	—	8	40
	29,7 mm ⌀	2,97	2,96				13,1	20,2	25,6	30,0	33,7	37,1	—	—	—	—	—	—	—	—	—	7	35
							12,8	**19,9**	**25,3**	**29,7**	**33,4**	**36,9**	—	—	—	—	—	—	—	—	—		
4 M	gepreßt	2,97	2,96	100,02	102,2	102,25	12,8	20,2	25,6	29,6	33,7	36,7	40,1	—	—	—	—	—	—	—	—	8	40
	29,7 mm ⌀	2,97	2,97			102,85	13,1	20,2	25,6	30,0	33,7	37,1	40,4	—	—	—	—	—	—	—	—	8	40
							13,0	**20,2**	**25,6**	**29,8**	**33,7**	**36,9**	**40,3**	—	—	—	—	—	—	—	—		
3 G	gezogen	2,81	2,80	56,56	152,9	86,45	6,8	11,4	15,3	18,5	21,0	23,1	25,2	27,0	28,8	—	—	—	—	—	—	11	55
	28 mm ⌀	2,81	2,80				6,1	10,7	14,6	17,4	20,3	22,8	24,6	26,3	28,1	29,6	30,6	32,7	—	—	—	13	65
							6,5	**11,1**	**15,0**	**18,0**	**20,7**	**23,0**	**24,9**	**26,7**	**28,5**	—	—	—	—	—	—		
4 G	gezogen	2,81	2,80	56,56	152,9	86,45	6,1	10,3	14,2	16,7	19,2	21,7	23,5	25,6	27,4	—	—	—	—	—	—	10	50
	28 mm ⌀	2,79	2,80		151,8	85,85	5,4	10,0	13,6	16,5	19,0	21,2	23,0	24,7	26,5	28,7	—	—	—	—	—	11	55
							5,8	**10,2**	**13,9**	**16,6**	**19,1**	**21,5**	**23,3**	**25,2**	**27,0**	—	—	—	—	—	—		
1 × G	gezogen	0,917	0,897	6,9	42,1	2,905	7,6	15,3	19,6	21,8	26,2	28,4	32,7	36,0	38,2	—	—	—	—	—	—	10	50
	9 mm ⌀	0,918	0,897		42,0	2,900	7,6	14,2	18,5	21,8	27,2	28,3	32,7	34,9	37,0	39,2	42,4	—	—	—	—	12	60
							7,6	**14,7**	**19,1**	**21,8**	**26,7**	**28,4**	**32,7**	**35,5**	**37,6**	—	—	—	—	—	—		
2 × G	gezogen	3,00	2,99	100,02	105,3	105,30	8,3	14,0	18,7	23,0	26,7	30,7	—	—	—	—	—	—	—	—	—	7	35
	30 mm ⌀	3,00	3,00		106,1	106,05	8,3	14,0	18,7	23,0	27,0	31,3	—	—	—	—	—	—	—	—	—	7	35
							8,3	**14,0**	**18,7**	**23,0**	**26,9**	**31,0**	—	—	—	—	—	—	—	—	—		
3 × G	gezogen	2,41	2,40	56,56	96,1	54,40	6,6	10,4	13,3	16,6	18,2	20,4	22,4	23,7	25,3	27,0	28,2	29,5	—	—	—	13	65
	24 mm ⌀	2,41	2,40				6,2	10,0	13,3	15,8	17,9	19,8	22,0	23,6	24,5	26,6	28,2	29,5	—	—	—	13	65
							6,4	**10,2**	**13,3**	**16,2**	**18,1**	**20,1**	**22,2**	**23,7**	**24,9**	**26,8**	**28,2**	**29,5**	—	—	—		
4 × G	gezogen	2,41	2,40	56,56	96,1	54,40	6,6	10,4	12,9	15,8	18,2	20,4	22,4	24,0	25,7	27,0	28,6	—	—	—	—	12	60
	24 mm ⌀	2,41	2,40		95,8	54,20	6,6	10,4	13,3	16,2	18,7	20,4	22,4	24,0	25,3	26,6	28,2	29,9	—	—	—	13	65
							6,6	**10,4**	**13,1**	**16,0**	**18,5**	**20,4**	**22,4**	**24,0**	**25,5**	**26,8**	**28,4**	—	—	—	—		
2 A	abgerollt	3,61	3,61	100,02	184,7	184,75	8,6	13,6	17,5	20,8	23,3	25,5	27,2	29,2	30,8	32,4	34,4	—	—	—	—	12	60
	36,1 mm ⌀	3,61	3,61				8,3	13,6	17,7	21,0	23,8	26,0	28,3	30,2	31,9	—	—	—	—	—	—	10	50
							8,5	**13,6**	**17,6**	**20,9**	**23,6**	**25,8**	**27,8**	**29,7**	**31,4**	—	—	—	—	—	—		
3 A	abgerollt	3,00	2,99	100,02	105,3	105,3	10,0	16,0	21,0	25,7	29,7	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	6	30
	29,9 mm ⌀	3,00	2,99				9,3	16,0	21,0	25,3	29,3	33,0	—	—	—	—	—	—	—	—	—	7	35
							9,7	**16,0**	**21,0**	**25,5**	**29,5**	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—		
4 A	abgerollt	3,00	2,99	100,02	105,3	105,3	9,3	16,0	21,0	25,3	29,7	33,7	—	—	—	—	—	—	—	—	—	7	35
	29,9 mm ⌀	3,00	2,99				9,3	16,0	21,0	25,3	29,7	33,7	—	—	—	—	—	—	—	—	—	7	35
							9,3	**16,0**	**21,0**	**25,3**	**29,7**	**33,7**	—	—	—	—	—	—	—	—	—		

Digitized by Google

Tabelle 37. Verdrehungsversuche mit Material E (Abb. 51).

Entnommen aus Stange	Zustand des Materials	Durchmesser d der Probe	Widerstandsmoment W	Proportionalitätsgrenze: Gesamtmoment $P \cdot r$	Proportionalitätsgrenze: Schubspannung τ	Gleitmodul G	Bruchgrenze: Gesamtmoment $B \cdot r$	Bruchgrenze: Schubspannung τ_{max}	Anzahl der Verwindungen bis zum Bruch
		cm	cm³	cmkg	kg/cm²	kg/cm²	cmkg	kg/cm²	
2 M 35,9 mm ⌀ gepreßt		1,005	0,09966	85,5	430	317340	803,7	4030	2,6
		1,011	0,10145	85,5	420	353220	826,5	4070	2,6
			Mittel:	**85,5**	**430**	**335280**	**815,1**	**4050**	**2,6**
3 M 29,7 mm ⌀ gepreßt		1,005	0,09966	85,5	430	339700	826,5	4150	2,6
		1,008	0,10056	85,5	430	344280	803,7	4000	2,6
			Mittel:	**85,5**	**430**	**341990**	**815,1**	**4080**	**2,6**
4 M 29,7 mm ⌀ gepreßt		1,004	0,09937	85,5	430	324620	798,0	4020	2,5
		1,007	0,10026	85,5	430	322000	798,0	3980	2,8
			Mittel:	**85,5**	**430**	**323310**	**798,0**	**4000**	**2,7**
4 G 28 mm ⌀ gezogen	An-lieferungs-zustand	1,007	0,10026	199,5	990	347890	855,0	4260	2,5
		1,001	0,09847	199,5	1010	356960	843,6	4280	2,2
			Mittel:	**199,5**	**1000**	**352430**	**849,3**	**4270**	**2,4**
3 × G 24 mm ⌀ gezogen		0,997	0,09730	199,5	1030	353360	860,7	4420	2,3
		1,010	0,10115	199,5	990	329860	860,7	4250	2,3
			Mittel:	**199,5**	**1010**	**341610**	**860,7**	**4340**	**2,3**
4 × G 24 mm ⌀ gezogen		1,007	0,10026	176,7	850	347300	832,2	4150	1,9
		1,001	0,09847	199,5	1010	340160	849,3	4310	2,7
			Mittel:	**188,2**	**950**	**343730**	**840,8**	**4230**	**2,3**
4 A 29,9 mm ⌀ abgerollt		1,027	0,10630	142,5	670	350890	843,6	3970	2,2
		0,998	0,09759	114,0	580	354700	786,6	4030	2,3
			Mittel:	**128,3**	**630**	**352800**	**815,1**	**4000**	**2,3**
2 M 35,9 mm ⌀ gepreßt	2 St. bei 650° ausgeglüht und an der Luft abgekühlt	—	—	—	—	—	—	—	—
		1,006	0,09996	57,0	290	343530	769,5	3850	2,4
			Mittel:	**57,0**	**290**	**343530**	**769,5**	**3850**	**2,4**
3 M 29,7 mm ⌀ gepreßt		1,007	0,10026	57,0	280	297140	798,0	3980	2,5
		1,005	0,09966	57,0	290	317620	826,5	4150	3,9
			Mittel:	**57,0**	**290**	**307380**	**812,3**	**4070**	**3,2**
4 M 29,7 mm ⌀ gepreßt		1,004	0,09937	57,0	290	330250	786,6	3960	2,7
		1,003	0,09907	85,5	430	311760	775,2	3910	1,9
			Mittel:	**71,3**	**360**	**321010**	**780,9**	**3940**	**2,3**
4 G 28 mm ⌀ gezogen		1,003	0,09907	85,5	430	327170	803,7	4060	3,2
		1,008	0,10056	85,5	430	290860	809,4	4020	3,0
			Mittel:	**85,5**	**430**	**309020**	**806,6**	**4040**	**3,1**
3 × G 24 mm ⌀ gezogen		1,005	0,09966	85,5	430	318530	798,0	4000	2,7
		1,008	0,10056	57,0	280	362790	792,3	3940	2,7
			Mittel:	**71,3**	**310**	**340660**	**795,2**	**3470**	**2,7**
4 × G 24 mm ⌀ gezogen		1,002	0,09877	57,0	290	349060	786,6	3980	2,4
		1,006	0,09996	57,0	290	337400	786,6	3930	2,4
			Mittel:	**57,0**	**290**	**343230**	**786,6**	**3960**	**2,4**
4 A 29,9 mm ⌀ abgerollt		1,000	0,09818	57,0	290	351860	786,6	4010	2,6
		1,008	0,10056	114,0	570	321330	798,0	3970	2,6
			Mittel:	**86,0**	**430**	**336600**	**792,3**	**3990**	**2,6**

Digitized by Google

f) Verdrehungsversuche[1].

Für diese Versuche wurden ebenfalls Proben aus jedem Verarbeitungszustand (gepreßt, gezogen und abgerollt) verwandt. Sie wurden einmal im Zustand der Einlieferung ins Amt, das andere Mal nach zweistündigem Ausglühen bei 650° mit nachfolgender Luftabkühlung

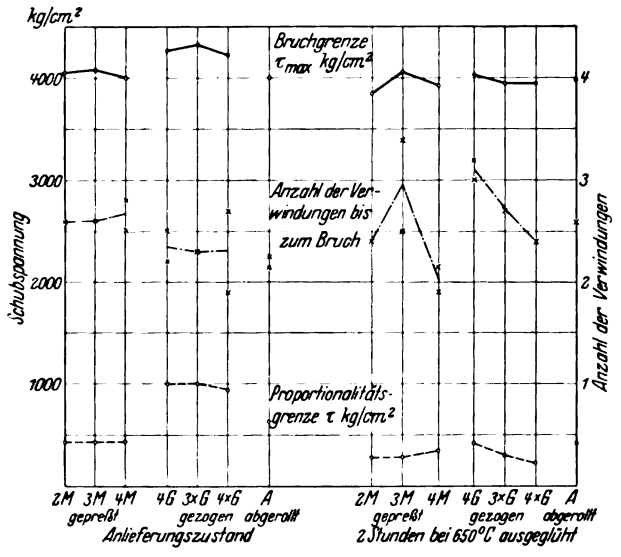


Abb. 51. Verdrehungsversuche mit Material E (Tabelle 37).

geprüft. Die Ergebnisse sind in Tabelle 37 zusammengestellt und in Abb. 51 graphisch aufgetragen.

Nach Tabelle 37 und Abb. 51 weist das kaltgezogene Material höhere Werte für die Proportionalitätsgrenze und Bruchgrenze auf als das gepreßte; zwischen beiden liegt das abgerollte Material. Nach dem Ausglühen bei 650° weisen alle Materialien annähernd gleiche Festigkeitswerte beim Verdrehungsversuch auf. Die Anzahl der Verwindungen bis zum Bruch schwankt, namentlich bei den ausgeglühten Materialien, innerhalb recht weiter Grenzen.

g) Kerbschlagversuche.

Für die Kerbschlagversuche wurden Proben aus den Stangen 1 M, 2 M, 4 M, 3 G, 2 × G, 4 × G und 2 A verwandt. Die Probestäbe wurden teils im Zustand der Einlieferung ins Amt, teils nach dem Anlassen und Ausglühen bei verschiedenen Wärmegraden geschlagen. Die Abkühlung erfolgte teils an der Luft, teils im Wasser von Zimmerwärme. Die Versuchsergebnisse sind in Tabelle 38 zusammengestellt und in Abb. 52 graphisch aufgetragen.

Aus Tabelle 38 und Abb. 52 geht folgendes hervor: Die gepreßte Stange 1 M mit dem geringsten Durchmesser (11,8 mm) weist die geringsten Werte für die spez. Schlagarbeit auf. Mit steigender Anlaßhitze steigt die spez. Schlagarbeit ganz allmählich an; nach dem Abschrecken von 750° ist sie immer noch höher als im Anlieferungszustand, aber niedriger als nach dem Glühen von 550° aufwärts.

Die anderen gepreßten Stangen 2 M und 4 M weisen im Anlieferungszustand und nach dem Ausglühen zum Teil erheblich höhere Werte für die spez. Schlagarbeit auf als Material 1 M; nach dem Abschrecken liegen die Werte für 4 M erheblich tiefer als für 2 M. Die gezogenen Stangen 3 G, 2 × G und 4 × G weisen ziemlich schwankende Werte auf, teils liegen sie über den Werten der gepreßten Stangen, teils darunter. Nach dem Abschrecken weisen sie von allen Stangen die niedrigsten Werte für die spez. Schlagarbeit auf.

Die abgerollte Stange 2 A liegt zwischen den anderen Stangen.

h) Kugeldruckversuch.

1. Zur Verwendung gelangten die gleichen Proben, die zu den Kerbschlagversuchen verwendet waren. Der Kugeldurchmesser betrug 5 mm, die Belastung 200 kg, die Belastungsdauer 30 Sek. Die Eindrücke wurden auf den vorher geschliffenen Flachseiten der Probestäbe erzeugt. Die Ergebnisse sind in Tabelle 39 zusammengestellt und in Abb. 53 graphisch aufgetragen. Aus Tabelle 39 und Abb. 53 geht folgendes hervor:

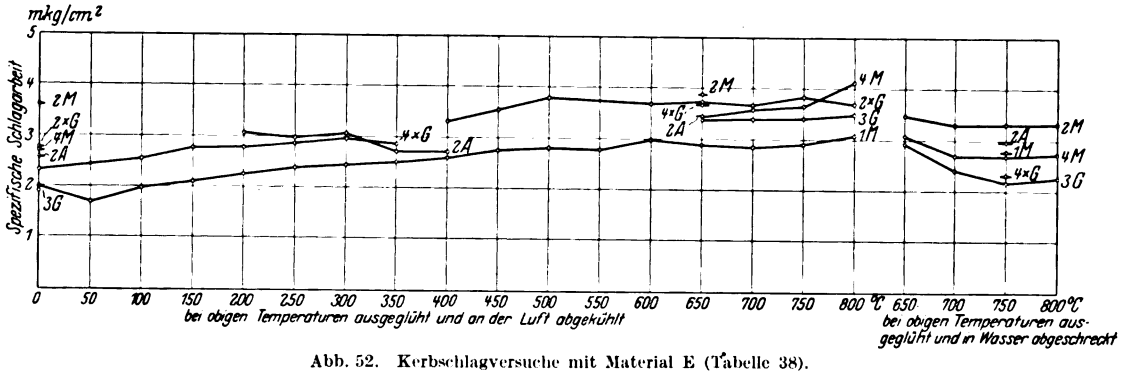


Abb. 52. Kerbschlagversuche mit Material E (Tabelle 38).

Die Kugeldruckhärte der gezogenen Stangen ist erheblich höher als die der gepreßten und abgerollten. Durch Anlassen bzw. Ausglühen bei steigenden Wärmegraden sinkt die Härte sämtlicher Proben. Von etwa 650° Glühtemperatur an haben alle Proben annähernd die gleiche Härte. Die Härte der abgeschreckten Proben nimmt allmählich mit steigender Abschrecktemperatur wieder zu.

2. Zur Feststellung, ob innerhalb der Querschnitte der verschiedenen Materialien wesentliche Härteunterschiede bestehen, wurden folgende Versuche ausgeführt. Von sämtlichen Rundstangen wurden Scheiben abgeschnitten und auf den blankgeschliffenen Querschnitts-

[1] Über die Durchführung der Verdrehungsversuche siehe III. Teil (Anhang), Seite 56.

Digitized by Google

Tabelle 38.

Kerbschlagversuche mit Material E in verschiedenen Zuständen der Wärmebehandlung (Abb. 52).

Zustand des Materials		Gepreßt						Gezogen						Abgerollt	
		1 M Spezifische Schlagarbeit		2 M Spezifische Schlagarbeit		4 M Spezifische Schlagarbeit		3 G Spezifische Schlagarbeit		2×G Spezifische Schlagarbeit		4×G Spezifische Schlagarbeit		2 A Spezifische Schlagarbeit	
		Einzelwerte mkg/cm²	Mittel mkg/cm²	Einzelwerte mkg/cm²	Mittel mkg/cm²	Einzelwerte mkg/cm²	Mittel mkg/cm²	Einzelwerte mkg/cm²	Mittel mkg/cm²	Einzelwerte mkg/cm²	Mittel mkg/cm²	Einzelwerte mkg/cm²	Mittel mkg/cm²	Einzelwerte mkg/cm²	Mittel mkg/cm²
Anlieferungszustand		1,98 1,93 2,03	**1,98**	4,08 3,15 3,64	**3,62**	2,70 2,74 2,72	**2,72**	1,90 1,93 1,88	**1,90**	2,66 2,92 2,68	**2,75**	2,22 2,34 2,38	**2,31**	2,52 3,01 2,20	**2,58**
2 St. bei nebenstehenden Temperaturen angelassen und an der Luft abgekühlt	50°	1,72 1,72 1,66	**1,70**	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—
	100°	1,96 1,92 2,08	**1,99**	—	—	—	—	—	—	—	—	2,35 2,54 2,74	**2,54**	—	—
	150°	2,12 2,02 2,16	**2,10**	—	—	—	—	—	—	—	—	2,86 2,68 2,72	**2,75**	—	—
	200°	2,21 2,35 2,23	**2,26**	—	—	—	—	—	—	—	—	2,76 2,71 2,84	**2,77**	3,16 3,05 2,93	**3,05**
	250°	2,45 2,40 2,31	**2,39**	—	—	—	—	—	—	—	—	2,87 2,87 2,90	**2,88**	3,06 3,15 2,75	**2,99**
	300°	2,41 2,45 2,44	**2,43**	—	—	—	—	—	—	—	—	3,00 2,95 3,01	**2,99**	3,03 3,04 3,08	**3,05**
	350°	2,53 2,40 2,55	**2,49**	—	—	—	—	—	—	—	—	2,89 2,69 2,94	**2,84**	2,73 2,77 2,59	**2,70**
	400°	2,55 2,56 2,66	**2,59**	—	—	—	—	—	—	3,36 3,37 3,20	**3,31**	—	—	2,82 2,79 2,49	**2,70**
	450°	2,79 2,81 2,72	**2,77**	—	—	—	—	—	—	3,45 3,61 3,62	**3,56**	—	—	—	—
	500°	2,85 2,80 2,75	**2,80**	—	—	—	—	—	—	3,80 3,81 3,82	**3,81**	—	—	—	—
	550°	2,91 2,81 2,65	**2,79**	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—
	600°	3,04 2,93 3,00	**2,99**	—	—	—	—	—	—	3,72 3,60 3,78	**3,70**	—	—	—	—
	650°	2,89 2,81 2,97	**2,89**	4,39 3,91 3,35	**3,88**	3,08 3,72 3,52	**3,44**	3,63 3,36 3,13	**3,37**	3,62 3,71 3,79	**3,71**	3,72 3,52 3,81	**3,68**	3,45 3,31 3,56	**3,44**
	700°	3,08 2,67 2,83	**2,86**	—	—	3,60 3,52 3,69	**3,60**	3,21 3,58 3,42	**3,40**	3,71 3,52 3,80	**3,68**	—	—	—	—
	750°	2,83 2,94 2,93	**2,90**	—	—	3,49 3,93 3,60	**3,67**	3,55 3,33 3,35	**3,41**	4,03 3,84 3,66	**3,84**	—	—	—	—
	800°	3,09 2,97 3,16	**3,07**	—	—	3,96 4,24 4,23	**4,14**	3,47 3,50 3,46	**3,48**	3,59 3,61 3,88	**3,70**	—	—	—	—
2 St. bei nebenstehenden Temperaturen angelassen und dann [illegible] kt	650°	—	—	3,35 3,97 3,16	**3,49**	2,96 3,03 3,17	**3,05**	2,67 3,05 3,09	**2,94**	—	—	—	—	—	—
	700°	—	—	3,00 3,37 3,54	**3,30**	2,59 2,67 2,77	**2,68**	2,42 2,55 2,29	**2,42**	—	—	—	—	—	—
	750°	2,46 3,15 2,74	**2,78**	2,73 3,73 3,46	**3,31**	2,68 2,70 2,76	**2,71**	2,21 2,37 1,44	**2,17**	—	—	2,43 2,21 2,30	**2,31**	3,14 2,82 2,97	**2,98**
	800°	—	—	3,43 3,74 2,80	**3,32**	2,68 2,70 2,75	**2,71**	2,27 2,27 2,23	**2,26**	—	—	—	—	—	—

Digitized by Google

Tabelle 39.

Kugeldruckhärte (Brinell) von Material E in verschiedenen Zuständen der Wärmebehandlung (Abb. 53).

Zustand des Materials		Gepreßt						Gezogen						Abgerollt	
		1 M Brinellhärte *H*		2 M Brinellhärte *H*		4 M Brinellhärte *H*		3 G Brinellhärte *H*		2 × G Brinellhärte *H*		4 × G Brinellhärte *H*		2 A Brinellhärte *H*	
		Einzelwerte kg/cm²	Mittel kg/cm²	Einzelwerte kg/cm²	Mittel kg/cm²	Einzelwerte kg/cm²	Mittel kg/cm²	Einzelwerte kg/cm²	Mittel kg/cm²	Einzelwerte kg/cm²	Mittel kg/cm²	Einzelwerte kg/cm²	Mittel kg/cm²	Einzelwerte kg/cm²	Mittel kg/cm²
Anlieferungszustand		104,8 103,7 103,5	**104,0**	82,1 80,5 80,1	**80,9**	92,2 91,5 89,1	**90,9**	133,2 133,4 133,2	**133,3**	122,6 123,9 120,3	**122,3**	137,2 137,1 139,3	**137,9**	99,0 96,7 98,1	**97,9**
2 St. bei nebenstehenden Temperaturen angelassen und an der Luft abgekühlt	50°	104,6 106,0 104,8	**105,1**	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—
	100°	99,1 98,2 99,2	**98,8**	—	—	—	—	—	—	—	—	134,7 135,9 135,1	**135,2**	—	—
	150°	98,4 96,9 99,7	**98,3**	—	—	—	—	—	—	—	—	133,9 133,6 134,9	**134,1**	—	—
	200°	97,0 97,3 99,5	**97,9**	—	—	—	—	—	—	—	—	117,9 117,3 118,8	**118,0**	93,9 93,6 94,2	**93,9**
	250°	101,4 98,7 91,5	**97,2**	—	—	—	—	—	—	—	—	114,5 115,0 114,1	**114,5**	90,4 89,0 88,4	**89,3**
	300°	96,1 96,9 92,2	**95,1**	—	—	—	—	—	—	—	—	108,6 108,6 109,2	**108,8**	88,5 89,7 87,9	**88,7**
	350°	92,6 91,1 90,7	**91,5**	—	—	—	—	—	—	—	—	101,5 102,0 102,6	**102,0**	87,6 87,8 88,1	**87,8**
	400°	87,3 92,2 89,9	**89,8**	—	—	—	—	—	—	102,7 101,4 102,1	**102,1**	—	—	86,4 87,0 86,7	**86,7**
	450°	86,1 80,8 85,6	**84,2**	—	—	—	—	—	—	94,4 94,6 95,2	**94,7**	—	—	—	—
	500°	84,3 85,9 84,1	**84,8**	—	—	—	—	—	—	90,0 90,7 90,1	**90,3**	—	—	—	—
	550°	84,5 83,7 83,9	**84,0**	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—
	600°	76,7 79,4 77,4	**77,8**	—	—	—	—	—	—	76,9 78,1 78,0	**77,7**	—	—	—	—
	650°	78,5 77,2 79,9	**78,5**	75,0 76,5 77,2	**76,2**	71,1 77,1 79,0	**75,7**	80,5 80,0 79,8	**80,1**	77,5 76,9 77,7	**77,3**	79,2 78,1 79,6	**79,0**	85,2 85,9 84,6	**85,2**
	700°	74,6 75,7 73,3	**74,5**	—	—	75,8 79,3 73,5	**76,2**	77,1 77,4 77,6	**77,4**	76,9 77,6 76,5	**77,0**	—	—	—	—
	750°	77,2 73,1 75,7	**75,3**	—	—	76,8 77,4 79,8	**78,0**	77,6 77,2 77,5	**77,4**	76,8 77,5 76,3	**76,9**	—	—	—	—
	800°	73,0 76,0 75,5	**74,8**	—	—	76,5 76,3 76,9	**76,6**	76,0 76,6 76,5	**76,4**	77,0 76,7 76,6	**76,8**	—	—	—	—
2 St. bei nebenstehenden Temperaturen angelassen und dann in Wasser abgeschreckt	650°	—	—	94,0 91,9 92,7	**92,9**	96,1 95,8 96,5	**96,1**	92,2 92,5 91,9	**92,2**	—	—	—	—	—	—
	700°	—	—	107,0 105,1 107,8	**106,6**	105,2 105,1 104,7	**105,0**	95,7 96,2 95,2	**95,7**	—	—	—	—	—	—
	750°	97,0 97,8 96,1	**97,0**	102,1 101,6 102,4	**102,0**	107,0 103,6 105,5	**105,4**	95,9 98,7 98,2	**97,6**	—	—	99,4 99,7 100,2	**99,8**	103,7 105,9 104,9	**104,8**
	800°	—	—	100,4 99,0 101,1	**100,1**	108,0 110,4 107,3	**108,6**	102,7 102,1 102,6	**102,5**	—	—	—	—	—	—

Digitized by Google

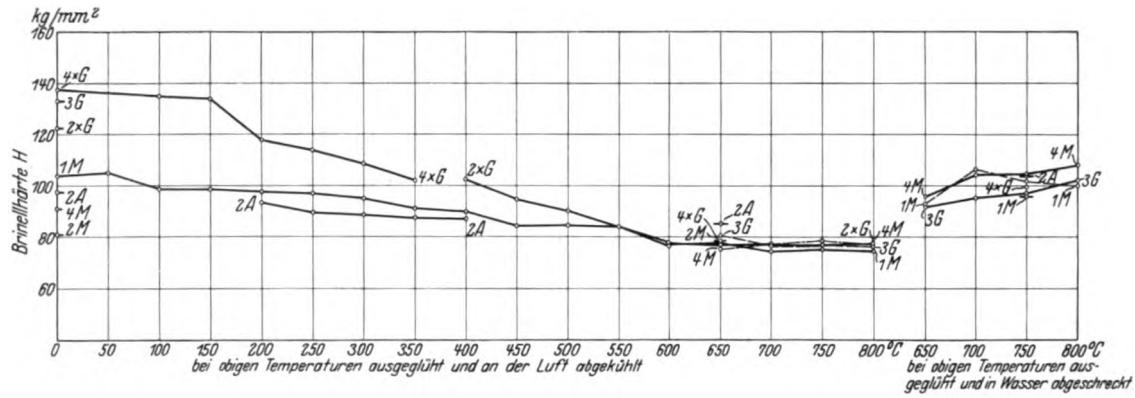


Abb. 53. Kugeldruckversuche (Brinellhärte) mit Material E (Tabelle 39).

flächen nach Maßgabe der Abb. 54 und 55 Kugeleindrucke in verschiedenen Abständen von dem Mittelpunkt der Scheiben hergestéllt. Die Belastung betrug in allen Fällen $P = 62{,}5$ kg, die Belastungsdauer war 30 Sek. und der Kugeldurchmesser 2,5 mm.

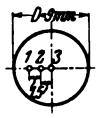
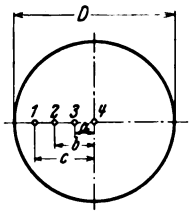


Abb. 54. Lage der Kugeleindrücke.

In Tabelle 40 sind die Versuchsergebnisse zusammengestellt. Die errechneten Brinellhärten (Einzelwerte) sind in Abbildung 56 graphisch aufgetragen.

Aus Tabelle 40 und Abb. 56 geht folgendes hervor:

a) Die gepreßten Stangen weisen innerhalb der Querschnitte nur unerhebliche Härteunterschiede auf, meist findet sich ein kleiner Anstieg der Härte zwischen Mitte



D	a	b	c
12	1,5	3,0	4,5
24	3,5	6,5	9,5
28	4,0	7,5	11,5
30	4,0	8,0	12,0
36	5,0	9,5	15,0

Maße in Millimeter.

Abb. 55. Lage der Kugeleindrücke in den verschiedenen Querschnitten.

und Rand der Stange, bei Material 4 M sinkt die Härte regelmäßig vom Rand nach der Mitte zu ab.

b) Bei den gezogenen Stangen ist der Härteunterschied zwischen Rand und Mitte sehr beträchtlich. Der

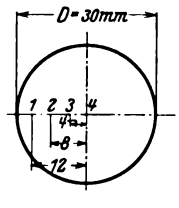


Abb. 57. Lage der Kugeleindrücke (2 × G).

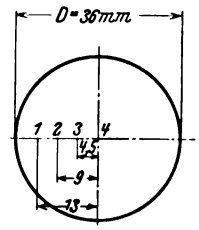


Abb. 58. Lage der Kugeleindrücke (2 A).

Abfall der hohen Randhärte nach der Mitte zu ist bei Material 3 G sehr schroff, bei den anderen Materialien mehr allmählich.

c) Bei den abgerollten Stangen wird durch das Abrollen eine schwache Stauchung bewirkt. Diese Stauchung scheint nach den Härteversuchen in der Hauptsache die Oberfläche der Stangen zu beeinflussen, wenigstens ist die Härte am Rande der Stangen 2 A bis 4 A erheblich höher als mehr nach der Mitte zu.

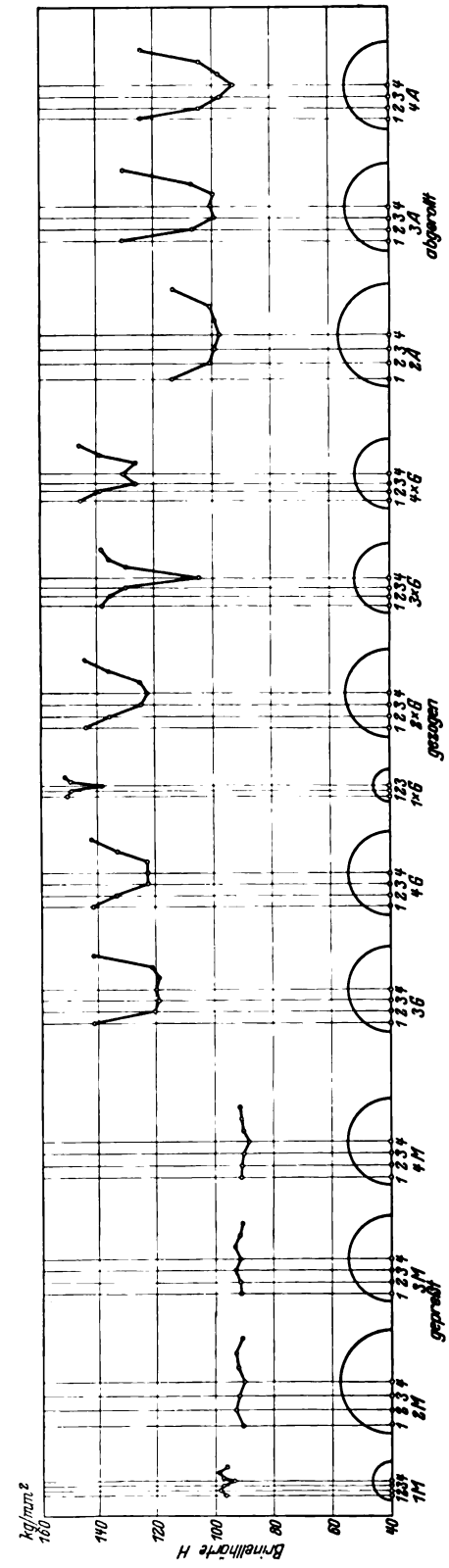


Abb. 56. Kugeldruckversuche (Brinellhärte) mit Material E (Tabelle 40).

Digitized by Google

Tabelle 40. Kugeldruckhärte (Brinell) von Material E an verschiedenen Stellen der Querschnitte ermittelt (Abb. 56).

Material	Zustand	Lage der Eindrucke Abbildungen	Eindruck Nummer	Kugeldruckhärte $H = \frac{P}{O}$ Einzelwerke kg/mm²	Mittel kg/mm²
1 M (11,8 mm ⌀)	gepreßt	55	1	96,3	96,2
			2	98,1	
			3	97,4	
			4	92,8	
2 M (35,9 mm ⌀)			1	90,7	91,9
			2	93,3	
			3	92,7	
			4	90,7	
3 M (29,7 mm ⌀)			1	91,3	92,1
			2	91,9	
			3	93,3	
			4	91,9	
4 M (29,7 mm ⌀)			1	91,5	90,6
			2	91,2	
			3	90,7	
			4	88,9	
3 G (28 mm ⌀)	gezogen	55	1	142	126
			2	121	
			3	119	
			4	120	
4 G (28 mm ⌀)			1	142	130
			2	133	
			3	123	
			4	123	
1 × G (9,0 mm ⌀)		54	1	150	146
			2	149	
			3	138	
2 × G (30 mm ⌀)		55	1	144	132
			2	136	
			3	125	
			4	123	
3 × G (24 mm ⌀)			1	138	135
			2	136	
			3	130	
			4	115	
4 × G (24 mm ⌀)			1	146	136
			2	139	
			3	127	
			4	132	
2 A (36,1 mm ⌀)	abgerollt	55	1	114	103
			2	101	
			3	99,2	
			4	98,3	
3 A (29,9 mm ⌀)			1	131	110
			2	107	
			3	100	
			4	101	
4 A (29,9 mm ⌀)			1	125	106
			2	105	
			3	98,3	
			4	93,9	

Tabelle 41. Kugeldruckhärte (Brinell) von Material E nach dem Anlassen bei steigenden Wärmegraden an verschiedenen Stellen des Querschnittes ermittelt (Abb. 59).

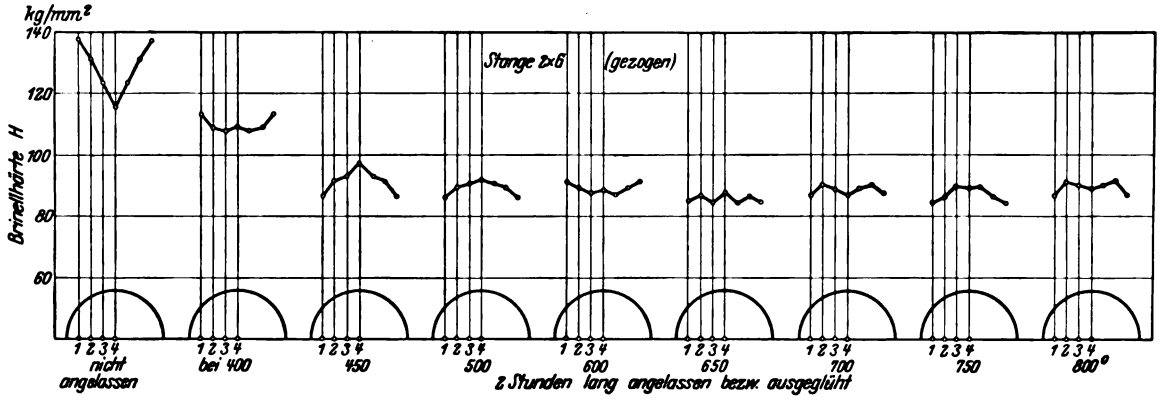
Material	Zustand		Lage der Eindrücke Abbildungen	Eindruck Nummer	Kugeldruckhärte $H = \frac{P}{O}$ Einzelwerke kg/mm²	Mittel kg/mm²
2 × G gezogen	2 St. bei nebenstehenden Temperaturen angelassen	—	57	1	137	127
				2	131	
				3	123	
				4	115	
		400°		1	113	110
				2	109	
				3	108	
				4	109	
		450°		1	86,6	92,1
				2	91,7	
				3	93,2	
				4	96,8	
		500°		1	86,4	89,7
				2	89,7	
				3	90,7	
				4	91,8	
		600°		1	91,3	89,4
				2	89,5	
				3	87,9	
				4	88,9	
		650°		1	85,6	86,6
				2	86,6	
				3	85,6	
				4	88,7	
		700°		1	87,2	88,6
				2	90,6	
				3	89,3	
				4	87,3	
		750°		1	84,5	87,6
				2	86,3	
				3	89,9	
				4	89,8	
		800°		1	86,6	89,5
				2	91,7	
				3	90,0	
				4	89,2	
2 A abgerollt	2 Stunden bei nebenstehenden Temperaturen angelassen	200°	58	1	89,5	91,0
				2	88,9	
				3	89,9	
				4	95,8	
		250°		1	98,6	95,7
				2	91,4	
				3	90,7	
				4	102,0	
		300°		1	96,9	93,8
				2	91,9	
				3	91,2	
				4	95,1	
		350°		1	95,0	92,6
				2	93,0	
				3	90,6	
				4	91,9	
		400°		1	95,4	95,7
				2	90,6	
				3	92,6	
				4	104,0	

3. Schließlich wurden noch Härtebestimmungen mit Material 2 × G und 2 A nach dem Anlassen bei steigenden Temperaturen durchgeführt. Die Härte wurde wie oben in verschiedenen Abständen von der Stangenmitte bestimmt. Die Lage der Kugeleindrucke ist aus den Abb. 57 und 58 ersichtlich. Die Belastung war ebenfalls $P = 62{,}5$ kg bei 30 Sek. Belastungsdauer und 2,5 mm Kugeldurchmesser. Die Versuchsergebnisse sind

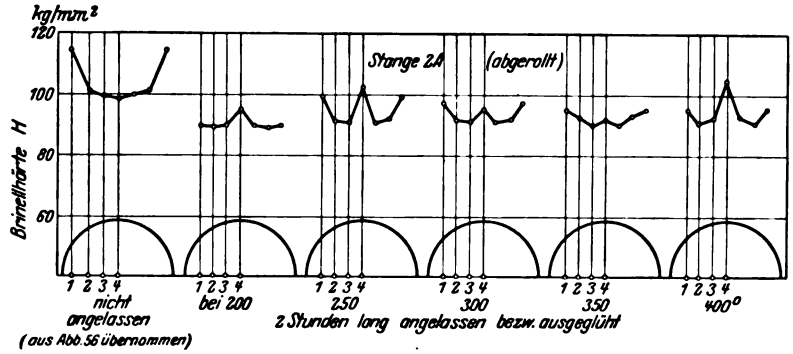
Digitized by Google

in Tabelle 41 zusammengestellt und in Abb. 59 graphisch aufgetragen.

Aus Tabelle 41 und Abb. 59 ergibt sich folgendes:



2 × G (gezogen).



2 A (abgerollt).

Abb. 59. Kugeldruckversuche (Brinellhärte) mit Material E (Tabelle 41).

a) Die Härtekurve der nicht angelassenen Probe aus Stange 2 × G zeigt den gleichen Verlauf wie früher (s. Tabelle 40 und Abb. 56).

b) Anlassen bei 400° verminderte zwar die Härte des Materials 2 × G namentlich in den Randschichten beträchtlich, der Tiefstwert der Härte wurde jedoch erst bei Anlaßhitzen von 450° an aufwärts erreicht. Die Einzelwerte weisen auch hier Schwankungen auf, insbesondere ist das Maximum der Härte im Kern der bei 450° angelassenen Probe auffallend.

c) Bei Stange 2 A (abgerollt) wird bereits bei 200° Anlaßhitze der Tiefstwert der Härte erreicht. Die bei höheren Anlaßhitzen auftretenden Schwankungen sind zum Teil recht erheblich; auch hier fällt auf, daß bei einigen Proben die Härte im Kern der Probe höher ist als am Rand, während bei der nicht angelassenen Probe die Randschicht die höchste Härte zeigte.

II. Teil.

Zusammenfassung der Ergebnisse.

1. Chemische Zusammensetzung.

Die von den Werken gemachten Angaben über die chemische Zusammensetzung sind für jedes Material unter „Probenmaterial" bereits mitgeteilt. Zur Nachprüfung, inwieweit diese Angaben mit der Zusammensetzung der zu den Festigkeitsuntersuchungen tatsächlich verwendeten Materialien übereinstimmen, wurden im K.-W.-Inst. für Metallforschung Kontrollanalysen ausgeführt. In Tabelle 42 sind die Ergebnisse der Kontrollanalysen den Werksangaben gegenübergestellt und in Abb. 60 graphisch aufgetragen[1].

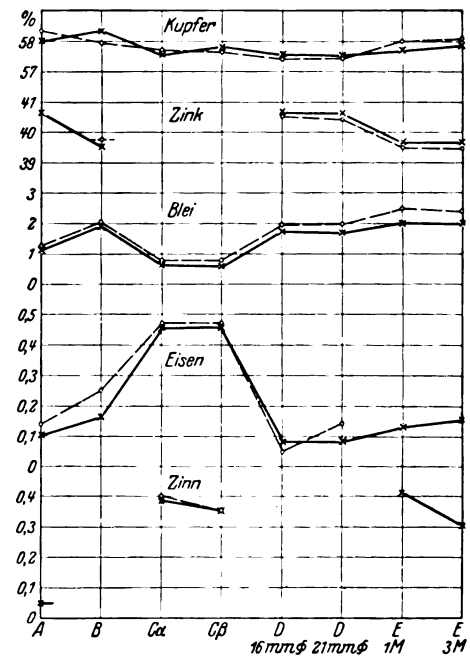


Abb. 60. Analysenergebnisse.
o- - - Werksanalyse. ×——× K.-W.-I.-Analyse.

Im allgemeinen stimmen die Werksanalysen mit den Analysen des K.-W.-Inst. überein. Beim Eisen (Material A und B) sind kleine Unterschiede vorhanden.

[1] In Abb. 60 sind die Analysen des Bleches C nicht mit aufgetragen, da es sich bei diesem Material nicht um MS 58, sondern um eine andere Messingqualität handelt.

Digitized by Google

Tabelle 42. Chemische Zusammensetzung der verschiedenen Materialien.

Material	Analyse[1] ausgeführt im	Kupfer %	Zink %	Blei %	Eisen %	Zinn %	Nickel %	Aluminium %	Mangan %	Arsen %
A	W	58,36	Rest	1,24	0,14	Spur	—	—	—	—
	K.-W.-I.	58,00	40,68	1,14	0,10	0,05	Spur	—	—	—
B	W	57,95	39,75	2,05	0,25	—	—	—	—	—
	K.-W.-I.	58,32	39,55	1,92	0,16	Spur	—	—	—	—
C	W	57,70	Rest	0,74	0,47	0,40	—	—	—	0,05
	K.-W.-I.	57,59	Rest	0,66	0,46	0,39	0,04	—	—	—
C	W	57,66	Rest	0,77	0,47	0,35	—	—	—	0,05
	K.-W.-I.	57,81	Rest	0,58	0,46	0,35	0,04	—	—	0,05
C (Blech)	W	60,08	Rest	0,70	0,37	0,38	—	0,08	0,15	0,04
	K.-W.-I.	60,17	Rest	0,56	0,36	0,38	0,07	0,14	0,23	—
D 10 mm ⌀	W	57,44	40,58	1,93	0,05	—	—	—	—	—
	K.-W.-I.	57,56	40,62	1,74	0,08	—	0,06	—	—	—
D 21 mm ⌀	W	57,43	40,43	1,98	0,14	—	—	—	—	—
	K.-W.-I.	57,53	40,64	1,67	0,08	—	0,06	—	—	—
$E_{1\,M}$	W	58,00	39,50	2,50	—	—	—	—	—	—
	K.-W.-I.	57,74	39,66	2,01	0,13	0,41	Spur	—	—	—
$E_{3\,M}$	W	58,10	39,50	2,40	—	—	—	—	—	—
	K.-W.-I.	57,88	39,70	2,00	0,15	0,30	Spur	—	—	—

Da die chemische Bestimmung des Eisens im Messing keine Schwierigkeiten bereitet, so dürften diese Unterschiede mit ungleichmäßiger Verteilung des Eisens im Material zusammenhängen. Auffallend ist, daß die Bleibestimmungen des K.-W.-Inst. durchgängig niedrigere Werte ergeben haben als die Werksanalysen. Es wäre nachzuprüfen, ob dieser Umstand auf Anwendung verschiedener Arbeitsmethoden oder auf Seigerungen zurückzuführen ist.

Die im K.-W.-Inst. gefundenen Kupfergehalte liegen teils über, teils unter den Angaben der Werke, die Unterschiede sind, vielleicht mit Ausnahme von Material A und B, nicht erheblich.

Da das Pressen und Ziehen der Stangen im laufenden Betrieb ohne jede Schwierigkeit vonstatten gegangen war, so scheinen Gehalte an Eisen bis zu 0,46% (Material C) und an Zinn bis zu 0,41% (Material E) auf den Arbeitsvorgang ohne nachteilige Folge zu sein.

Die Werkstoffnormen (DIN 1709 Bl. 1) lassen Bleigehalte bis zu 2% Pb zu; nach unten ist der Bleigehalt nicht begrenzt. Bei den im K.-W.-Inst. untersuchten Materialien MS 58 fanden sich folgende Bleigehalte:

Material	C	0,58 bis 0,66	im Mittel	0,62%
„	A	1,14	„ „	1,14%
„	D	1,67 bis 1,74	„ „	1,70%
„	B	1,92	„ „	1,92%
„	E	2,0 bis 2,1	„ „	2,05%.

Die Bleigehalte schwanken hiernach in weiten Grenzen.

2. Bearbeitbarkeit.

Der Zweck des Bleizusatzes ist in erster Linie der, die Bearbeitbarkeit des Materials durch schnellaufende, schneidende Werkzeuge zu verbessern. Nach obigen Analysen scheint jedoch die Praxis selbst sich über die Höhe des hierzu erforderlichen Bleigehaltes nicht im klaren zu sein. Vielfach kommen z. B. aus der Praxis Klagen, daß bei ein und demselben Messing (mit stets gleichbleibendem Bleigehalt) das eine Mal die Bearbeitbarkeit sehr gut, das andere Mal weniger gut sei. Die Ursache für dieses verschiedene Verhalten kann nicht in der chemischen Zusammensetzung des Messings liegen, vermutlich spielt der Gefügeaufbau hierbei auch eine Rolle (s. S. 44).

Die Herstellung der Probestäbe für die Festigkeitsversuche usw. im Staatl. Materialprüfungsamt geschah auf gewöhnlichen Werkzeugmaschinen (Drehbank, Hobelmaschine usw.). Ein Unterschied in der Bearbeitbarkeit der verschiedenen Materialien wurde dabei nicht beobachtet.

3. Erstarrungs- und Umwandlungstemperatur.

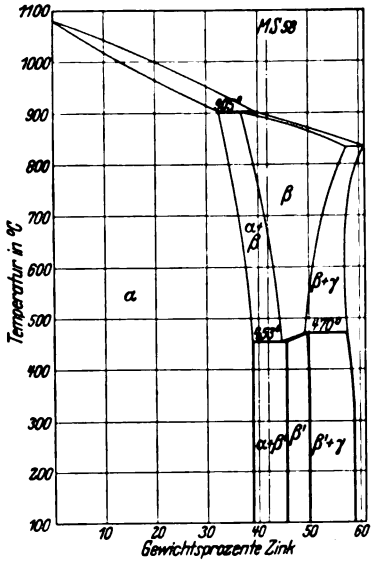


Abb. 61. Teil des Erstarrungs- und Umwandlungsschaubildes der Zink-Kupfer-Legierungen. Nach O. Bauer und M. Hansen.

Nach dem Erstarrungs- und Umwandlungsschaubild der Zink-Kupfer-Legierungen (Abb. 61) liegt der Erstarrungspunkt einer reinen Zink-Kupfer-Legierung mit 58% Cu bei etwa 895° und der $\beta \rightarrow \beta'$-Umwandlungspunkt bei 453°. Bei den verschiedenen Legierungen

[1] W = Werksanalyse; K.-W.-I. = K.-W.-Inst. für Metallforschung.

Digitized by Google

wurden mit steigenden Bleigehalten folgende Temperaturen für den Beginn der Erstarrung, für die $\beta \rightarrow \beta'$-Umwandlung und für das Ende der Erstarrung gefunden:

Material	Bleigehalt %	Beginn der Erstarrung C°	Umwandlung $\beta \rightarrow \beta'$ C°	Ende der Erstarrung C°
C	0,62	885	445	—
A	1,14	880	442	etwa 326
D	1,70	881	450	„ 326
B	1,92	884	443	„ 326
E	2,05	884	453	„ 326

Hiernach liegt der Beginn der Erstarrung um 10 bis 15° niedriger als bei einer aus chemisch-reinen Metallen erschmolzenen Legierung mit 42% Zn und 58% Cu. Ein steigender Bleigehalt (bis zu etwa 2% Pb) scheint auf den Beginn der Erstarrung ohne wesentlichen Einfluß zu sein, auch die $\beta \rightarrow \beta'$-Umwandlung wurde kaum durch den Bleigehalt beeinflußt, da die gefundenen Temperaturunterschiede noch innerhalb der Versuchsfehlergrenzen liegen.

Das Ende der Erstarrung bei 326° entspricht dem Festwerden des praktisch im Messing völlig unlöslichen Bleies. Beim Wiedererhitzen wird das Blei bei der gleichen Temperatur flüssig. Das Flüssigwerden eines Anteiles der Legierung bei 326° gibt die Erklärung dafür, daß bei Festigkeitsversuchen bei höheren Temperaturen zwischen 300 und 350° stets ein deutlicher Knick auftritt.

4. Kleingefüge.

Das Kleingefüge einer erstarrten Legierung mit 42% Zink und 58% Kupfer besteht aus α- und β'-Mischkristallen. Bei der Erstarrung scheidet sich zunächst der reine β-Mischkristall aus, bei etwa 660° (s. Abb. 61) setzt bei bleifreien Zink-Kupfer-Legierungen die α-Ausscheidung aus dem bereits erstarrten β-Mischkristall ein und bei 453° geht die Umwandlung $\beta \rightarrow \beta'$ vor sich.

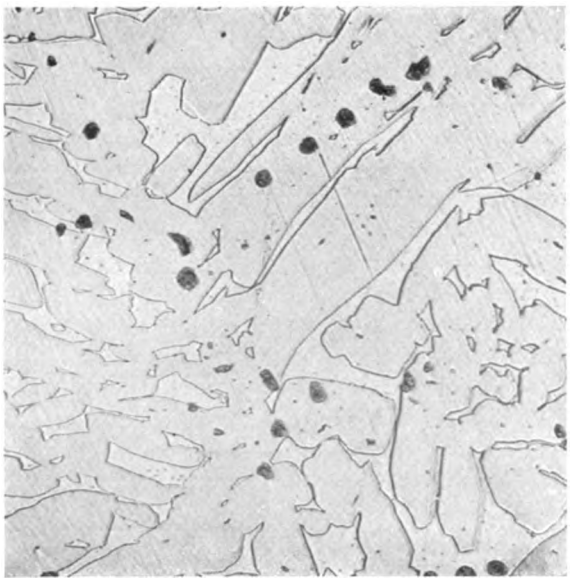


Abb. 62. Material B, umgeschmolzen (1,92% Pb).

In den gepreßten, gezogenen und gerichteten Materialien ist Blei, trotzdem es keine Mischkristallbildung eingeht, im Gefüge nicht deutlich zu erkennen. Vermutlich werden die weichen Bleikristalliten durch die starke Verformung des Gußgefüges beim Pressen, Ziehen usw. so fein verteilt und aufgerieben, daß sie nur noch als dünne Häute vorhanden sind. Schmilzt man aber ein bleihaltiges Messing um und läßt die Schmelze langsam erstarren, so wird das Blei in Gestalt von rundlichen Einsprenglingen im Gefüge erkennbar. Abb. 62 zeigt in 300facher linearer Vergrößerung ein umgeschmolzenes Stück aus Material B. Die dunklen rundlichen Bleieinsprenglinge sitzen vorwiegend in der β-Grundmasse, vereinzelt auch in den α-Kristalliten. Nach Bauer und Hansen[1] läßt sich Blei noch bis herab zu 0,1% im ausgeglühten oder umgeschmolzenen und langsam abgekühlten Legierungen nachweisen. Dieser Gehalt liegt an der Grenze der mikroskopisch mit Sicherheit nachweisbaren Mengen.

5. Einfluß der Preßtemperatur auf die Ausbildung des Kleingefüges.

Geht die α-Ausscheidung aus dem β-Mischkristall ungehindert vor sich, so kristallisieren die α-Kristalliten nadlig und zackig. Beim Pressen hängt nach Hinzmann[2] die Ausbildung des Kleingefüges in hohem Maße von der Temperatur des Durchganges der Preßstange durch die Presse ab. In Tabelle 43 sind die mitgeteilten Preßtemperaturen der verschiedenen Materialien A bis E zusammengestellt.

Tabelle 43.

Material	Preßtemperatur in C°	Gefügeausbildung
A	keine Angabe	teils nadlig, teils körnig
B	650 bis 675°	dgl.
C	675°	grobnadlig, ins Körnige übergehend
D	730 bis 750°	feinnadlig
E 1 M	740°	wechselnd, teils nadlig, teils körnig
E 2 M	735°	
E 3 M	700°	
E 4 M	700°	

Die Zusammenstellung zeigt, daß in der Praxis die durchschnittliche Preßtemperatur eine recht verschiedene ist und daß dementsprechend auch die Gefügeausbildung starken Schwankungen unterworfen ist.

Nach Hinzmann[2] kann man vielfach in gepreßten Stangen von MS 58 drei Zonen mit verschiedenem Gefüge beobachten. Das erste Drittel (erste Zone) der Preßstange wird noch bei Temperaturen gepreßt, die der Gußbarren im Glühofen angenommen hatte, also bei etwa 720° im reinen β-Gebiet. Die Ausscheidung der α-Kristalliten aus dem β-Mischkristall erfolgt somit unbehindert nach beendeter Pressung; das Gefüge zeigt nach Hinzmann den üblichen nadligen Aufbau, eine Streckung der ausgeschiedenen Kristalliten ist nicht

[1] O. Bauer und M. Hansen: Der Einfluß von dritten Metallen auf die Konstitution der Messinglegierungen. Z. Metallkunde 1929, Heft 5, S. 145: Heft 6, S. 190.

[2] Dr.-Ing. R. Hinzmann: Die Wärmebehandlung und Gefügeausbildung von $\alpha + \beta$-Messing. AEG-Mitt. Heft 8. 1927; ferner W. Schreiter: Die günstigste Preßtemperatur von $\alpha + \beta$-Messing. Z. Metallkunde Bd. 18, S. 285. 1925.

Digitized by Google

Tabelle 44.

Material	Stange	Gefüge	Abb.	Zone in der Preßstange
A	Nr. 2 gepreßt	nadlig	—	erste Zone
	Nr. 1 gepreßt und gezogen	nadlig	1	erste Zone
	Nr. 3 gepreßt, gezogen und gerichtet	rundlich, körnig	3	dritte Zone
B	19 mm Sechskant	teils körnig, teils nadlig	7	zweite Zone
C	C α gepreßt	teils körnig, teils nadlig	15	zweite Zone
	C β gepreßt und gezogen	teils körnig, teils nadlig	16	zweite Zone
D	1a gepreßt	feinnadlig	24	erste Zone
	1b gepreßt	teils körnig, teils nadlig	—	zweite Zone
	2a gezogen	feinnadlig	—	erste Zone
	2b gezogen	körnig	—	dritte Zone
	3a gezogen u. abgerollt	teils körnig, teils nadlig	25	zweite Zone
	3b gezogen u. abgerollt	feinnadlig	—	erste Zone
E	1 M gepreßt	teils körnig, teils nadlig	—	zweite Zone
	2 M gepreßt	nicht untersucht	—	—
	3 M gepreßt	teils körnig, teils nadlig	35	zweite Zone
	4 M gepreßt	nicht untersucht	—	—
	3 G gezogen	körnig	37	dritte Zone
	4 G gezogen	nicht untersucht	—	—
	1 × G gezogen	teils nadlig, teils körnig	38	zweite Zone
	2 × G gezogen	körnig	—	dritte Zone
	3 × G gezogen	nicht untersucht	—	—
	4 × G gezogen	nicht untersucht	—	—
	2 A abgerollt	körnig	—	dritte Zone
	3 A abgerollt	körnig	39	dritte Zone
	4 A abgerollt	körnig	—	dritte Zone

vorhanden. Nach neueren Untersuchungen von Bauer und Hansen[1] wird durch Bleizusatz die Temperatur des Beginns der α-Ausscheidung aus dem β-Mischkristall für konstanten Kupfergehalt von 58% beträchtlich erhöht; die Erhöhung durch 2% Blei beträgt etwa 90°. Das Verpressen hat demnach bei hochbleihaltigen Messingen, sofern es im β-Gebiet vorsichgehen soll, bei höheren Temperaturen zu erfolgen als bei bleiarmen Sorten. Die Mitte der Preßstange wird nach Hinzmann infolge eingetretener Abkühlung in der Regel bereits bei einer Temperatur gepreßt, die an der Grenze der $\beta(\alpha + \beta)$-Grenzkurve liegt bzw. sie schon unterschritten hat. Je nach der Größe der Unterschreitung hat sich bereits eine mehr oder weniger große Menge von nadligem α gebildet, so daß bei der Pressung neben der Warmverformung der reinen β-Kristalliten teilweise auch eine Verformung bereits ausgeschiedener α-Kristalliten erfolgt. Gegen Ende der Pressung (dritte Zone) ist die Abkühlung des Preßbarrens meist schon so weit vorgeschritten, daß der Preßbarren bereits aus $\alpha + \beta$-Mischkristallen besteht. Beim Pressen werden die nadligen α-Kristalliten in kleinere Teile zerlegt, so daß das Gefüge aus mehr oder weniger rundlichen und körnigen α-Kristalliten, die in der β-Grundmasse eingebettet liegen, aufgebaut ist.

Hiernach würden die von den verschiedenen Preßstangen aufgenommenen Gefügebilder den in Tabelle 44 angegebenen Zonen der betreffenden Stangen entsprechen.

6. Nachprüfung des Einflusses der Preßtemperatur auf Gefüge und Festigkeitseigenschaften von MS 58.

Es erschien wünschenswert nachzuprüfen, ob diese verschiedene Gefügeausbildung in den verschiedenen Abschnitten oder Zonen einer Preßstange mit Regelmäßigkeit wiederkehrt. Zu diesem Zweck wurden von dem Werk, das das Material E geliefert hatte, zwei weitere Messingstangen A′ und E′ aus MS 58 von je 1,5 m Länge und 27 mm ∅ eingesandt. Die Stangen waren aus einem Block gepreßt; der Abschnitt A′ entsprach dem Anfang der Preßstange, der Abschnitt E′ dem Ende.

Über die Herstellung der Preßstangen wurden noch folgende Angaben gemacht:

Gußbarren	= 180 mm ∅, 800 mm Länge
Preßtemperatur	= 700 bis 750° C
Preßdruck	= 150 at
Preßdauer	= 67 Sek.
Preßlänge	= 25 bis 26 m.

Die Abschnitte A′ und E′ unterschieden sich bereits rein äußerlich voneinander. Abschnitt A′ wies eine matte, dunkle Oberfläche auf, während Abschnitt E′ blank und hell war. In Abb. 63 sind Teile der beiden Preßstangen im Lichtbild wiedergegeben.

Abb. 64 zeigt in 200facher Vergrößerung das Gefüge vom Anfang (A′) der Stange. Nadlige α-Kristalliten liegen in der im Lichtbild dunkel erscheinenden β-Grundmasse.

Zu Beginn des Pressens ist hiernach die Temperatur hoch (etwa 750° im β-Gebiet) gewesen. Die Ausscheidung der α-Kristalliten hat erst eingesetzt, nachdem die Formgebung der Stange durch den Preßvorgang bereits erfolgt war, infolgedessen konnten sich die α-Kristalliten ungehindert in nadliger Form ausscheiden; das Gefüge zeigt keine bevorzugte Streckrichtung.

[1] „Der Einfluß von dritten Metallen auf die Konstitution der Messinglegierungen. Der Einfluß von Blei. Ein Beitrag zur Kenntnis des ternären Systems Kupfer-Zink-Blei". Sonderheft IX der Mitteilungen der deutschen Materialprüfungsanstalten. Arb. K.-W.-Inst. Metallforsch. Berlin 1929, S. 3. Berlin: Julius Springer.

Digitized by Google

Abb. 65 entspricht dem Gefüge vom Ende (E′) der Preßstange. Die α-Kristalliten sind hier rundlich bis körnig ausgebildet, in der Pfeilrichtung (Längsachse der

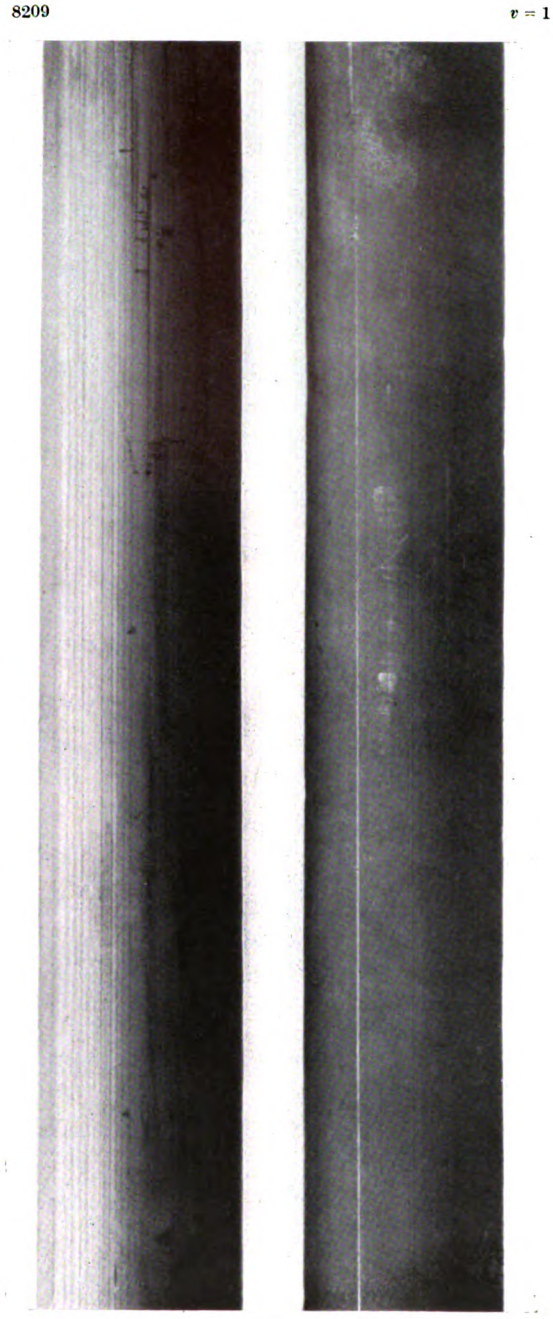


Abb. 63.
E′ vom Ende A′ vom Anfang
der Preßstange.

Stange) ist eine schwache Längsorientierung der α-Kristallite unverkennbar.

Das Ende der Stange ist hiernach unzweifelhaft bereits innerhalb des $\alpha + \beta$-Gebietes gepreßt worden. Die α-Mischkristalle haben sich während des Preßvorganges ausgeschieden, sie sind zusammengeballt, verdrückt und schwach in der Längsrichtung der Stange orientiert. Durch Glühen oberhalb der $\beta(\alpha + \beta)$-Grenzkurve mit nachfolgender langsamer Abkühlung, trat in beiden Fällen eine Umkristallisation ein und die beiden Stücke A′ und E′ zeigten schließlich sehr ähnlichen Gefügeaufbau: teils nadlige, teils rundliche grobe α-Kristalliten, die in der β-Grundmasse eingebettet liegen. Abb. 66 ($v = 200$) entspricht dem Gefüge von A′ und Abb. 67 ($v = 200$) dem von B′ nach dem Ausglühen

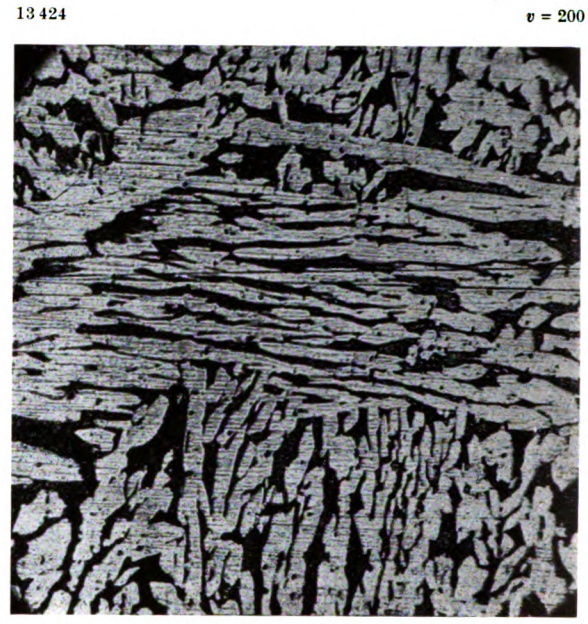


Abb. 64. A′, Gefüge vom Anfang der Preßstange.

bei 750° mit langsamer Abkühlung im Ofen. Bei A ist jedoch der ursprüngliche, nadlige Charakter, wenn auch stark vergröbert, noch immer deutlich erkennbar, während bei B′ der ursprünglich rundliche Charakter der α-Kristalliten auch nach dem Umkristallisieren nicht

Abb. 65. E′, Gefüge vom Ende der Preßstange.

völlig verschwunden war. Von den beiden Stangenenden A′ und E′ wurden Zugstäbe (Flachstäbe) entnommen und im Anlieferungszustand und nach einstündigem Ausglühen bei 750° geprüft.

Die Ergebnisse sind in Tabelle 45 zusammengestellt und in Abb. 68 graphisch aufgetragen.

Digitized by Google

13 437 $v = 200$

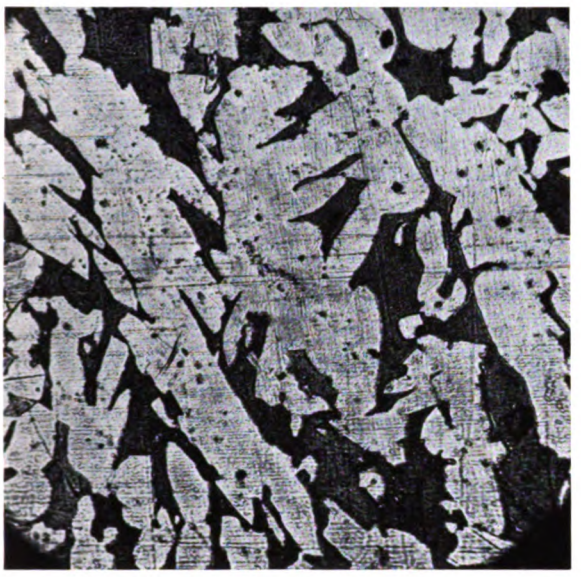


Abb. 66. A′, 1 St. bei 750° ausgeglüht und im Ofen abgekühlt.

13 438 $v = 200$

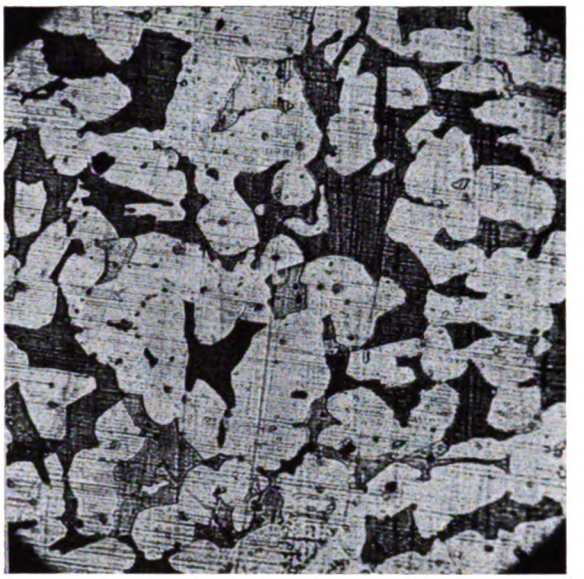


Abb. 67. E′, 1 St. bei 750° ausgeglüht und im Ofen abgekühlt.

Tabelle 45. Zugversuch (Abb. 68).

Material	Zustand des Materials	Abmessung Querschnitt F cm²	Festigkeit: Spannungen kg/cm² σ_P [1]	σ_S	σ_B	Streckgrenzeverhältnis $\frac{\sigma_S}{\sigma_B} \cdot 100$	Formänderung: Dehnung δ_{10} für die Meßlänge $l = 6$ cm %	Querschnittsverminderung $\psi = \frac{\Delta F}{F} \cdot 100$
A′ (Anfang)	Anlieferungszustand	0,291	430	1430	4050	35	31,1	32
		0,289	350	1380	4080	34	33,1	39
		0,286	260	1380	3990	35	36,6	40
		Mittel:	**350**	**1400**	**4040**	**35**	**33,6**	**37**
E′ (Ende)		0,293	770	1760	4030	44	24,5	32
		0,282	710	1830	4080	45	24,8	33
		0,291	950	1860	4120	45	25,4	34
		Mittel:	**810**	**1820**	**4080**	**45**	**24,9**	**33**
A′ (Anfang)	1 St. bei 750° ausgeglüht	0,291	520	1170	3850	30	36,2	43
		0,288	350	1160	3850	30	37,5	41
		0,294	340	1140	3810	30	35,9	39
		Mittel:	**400**	**1160**	**3840**	**30**	**36,5**	**41**
E′ (Ende)		0,292	430	1230	3900	32	34,9	41
		0,289	430	1210	3940	31	32,4	39
		0,290	430	1210	3900	31	25,1	35
		Mittel:	**430**	**1220**	**3910**	**31**	**30,8**	**38**

Aus Tabelle 45 und Abb. 68 geht folgendes hervor:

1. Das Material A′ (Anfang der Stange, heiß gepreßt) weist im Vergleich mit dem Material E′ (Ende der Stange, kälter gepreßt) bei gleicher Festigkeit σ_B, höhere Dehnung und größere Querschnittsverminderung, jedoch niedrigere Streckgrenze und Proportionalitätsgrenze auf.

2. Nach dem Ausglühen sind bei beiden Abschnitten σ_B, σ_S und σ_P nahezu gleich geworden. Auffallend ist jedoch, daß die Dehnung bei E′ (ausgeglüht) nicht einen so hohen Betrag erreicht wie bei A′ (geglüht).

Zur Ermittlung der Kugeldruckhärte wurden von den Stangenabschnitten A′ und E′ Scheiben im Anlieferungszustand und nach dem Ausglühen bei 750° entnommen. Die Schnittflächen wurden poliert. Zur Verwendung gelangte eine Kugel von 2,5 mm Durchmesser, mit der bei einer Belastung von 62,5 kg (30 Sek. lang) an den in Abb. 69 mit 1, 2, 3 bezeichneten Stellen Eindrucke ausgeführt wurden.

Der Durchmesser der Eindruckkreise wurde an zwei zueinander senkrechten Rich-

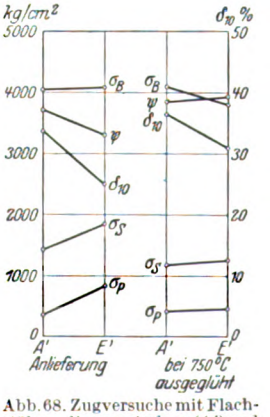


Abb. 68. Zugversuche mit Flachstäben, die vom Anfang (A′) und vom Ende (E′) einer Preßstange entnommen waren (Tabelle 45).

[1] Als Proportionalitätsgrenze ist die Spannung angegeben, bei der die bleibende Dehnung 0,003 % der Meßlänge beträgt.

Digitized by Google

tungen gemessen. In Tab. 46 sind die Ergebnisse zusammengestellt.

Tabelle 46. Kugeldruckhärte (Brinell).

Material	Zustand	Lage der Eindrucke Abb.	Eindruck	Kugeldruckhärte $H = \frac{P}{O}$ Einzelwerte kg/mm²	Mittel kg/mm²
A' (Anfang)	Anlieferungszustand	69	1	87,0	85,3
			2	82,1	
			3	86,8	
E' (Ende)		69	1	91,5	92,6
			2	92,6	
			3	93,8	
A' (Anfang)	1 St. bei 750° ausgeglüht	69	1	78,1	76,1
			2	73,6	
			3	76,5	
E' (Ende)		69	1	81,6	82,3
			2	82,3	
			3	83,0	

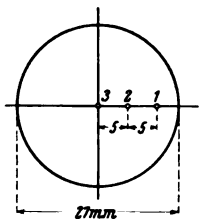


Abb. 69. Lage der Kugeleindrücke.

In Abb. 70 sind die Einzelwerte aus Tabelle 46 graphisch aufgetragen.

Abb. 70 und Tabelle 46 zeigen, daß das kälter gepreßte Ende der Stange (E') deutlich härter ist als der heiß gepreßte Anfang (A').

Selbst nach dem Ausglühen wird der Unterschied nicht völlig verwischt.

Nach obigen Versuchen hat somit die Preßtemperatur maßgebenden Einfluß auf die Festigkeitseigenschaften der gepreßten Stange. Die günstigsten Eigenschaften, gute Festigkeit bei gleichzeitig hoher Dehnung, werden erzielt, wenn das Pressen im reinen β-Gebiet vor sich geht[1]. Zu beachten ist dabei, daß die Grenzkurve der beginnenden α-Ausscheidung aus dem β-Mischkristall mit steigendem Bleigehalt nach höheren Temperaturen verschoben wird[2].

[1] Siehe auch W. Schreiter: Die günstigste Preßtemperatur von $\alpha + \beta$-Messing. Z. Metallkunde Bd. 18, S. 285. 1926.

[2] Näheres hierzu siehe Seite 45.

Wird das Pressen im $\alpha + \beta$-Gebiet vorgenommen, so weist das Material geringere Dehnung bei höherer Streck- und Proportionalitätsgrenze auf; auch die Härte ist größer, alles Anzeichen einer beginnenden Kaltreckung. Beim späteren Kaltziehen ist daher mit einem Aufreißen infolge von Reckspannungen eher zu rechnen als bei einem heiß (im β-Gebiet) gepreßten Material.

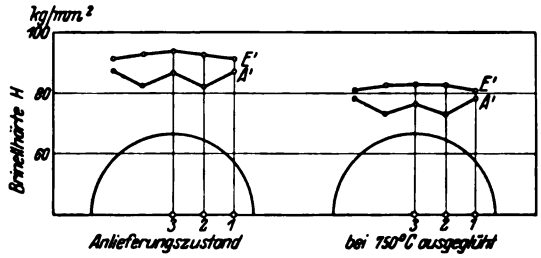


Abb. 70. Brinellhärte von Scheiben, die vom Anfang A' und vom Ende E' einer Preßstange entnommen waren (Tabelle 46).

7. Die Festigkeitseigenschaften.

Die Ergebnisse der Festigkeitsversuche sind zwar schon bei den einzelnen Materialsorten in Tabellen zu Mittelwerten zusammengefaßt, es erscheint aber zweckmäßig, zur besseren Übersicht, soweit als möglich die Ergebnisse für alle 5 Materialsorten an dieser Stelle nach bestimmten Gesichtspunkten zu ordnen und miteinander zu vergleichen. Hierzu bedarf es zunächst einer Übersicht über die verschiedenen Zustände, in denen die einzelnen Messingstangen bei der Anlieferung vorlagen; naturgemäß sind die Festigkeitseigenschaften in hohem Maße von diesen Zuständen abhängig und es war von vornherein zu erwarten, daß sich selbst bei dem gleichen Material bzw. Fabrikat erhebliche Unterschiede in den Festigkeitseigenschaften je nach dem vorliegenden Materialzustande ergeben würden. Man kann aus diesem Grunde auch nicht für das MS 58 ein für allemal zutreffende Normalwerte der einzelnen Festigkeitseigenschaften angeben, sondern allerhöchstens Grenzwerte die jeweils einem bestimmten Bearbeitungszustande des betreffenden MS 58 eigentümlich sind.

Tabelle 47.

Materialsorte	Bearbeitungszustände und Probenbezeichnungen der angelieferten Materialien		
A	A 1 gepreßt	A 2 gepreßt und gezogen	A 3 gepreßt, gezogen, gerichtet
B	Gepreßt, gebeizt und von 12 mm ⌀ auf 19 mm ⌀ gezogen		
C	C α gepreßt	C β gepreßt und gezogen	C l u. C q Flachstäbe aus 20 mm dicken, warm gewalztem Blech längs und quer
D	D 1a gepreßt auf 21 mm ⌀	D 2a gepreßt und gezogen 21 auf 20	D 3a gezogen und abgerollt
	D 1b gepreßt auf 16 mm ⌀	D 2b gepreßt und gezogen 16 auf 15	D 3b gezogen und abgerollt
E	E 1M gepreßt auf 11,8 mm ⌀	E 1 × G gepreßt und gezogen 11,8 auf 9,0	—
	E 2M gepreßt auf 35,9 mm ⌀	E 2 × G gepreßt und gezogen 35,9 auf 30,0	E 2 A gepreßt und abgerollt 35,9 auf 36,1
	E 3M gepreßt auf 29,7 mm ⌀	E 3 G (29,7 auf 28,0) gepreßt und E 3 × G (29,7 auf 24,0) gezogen	E 3 A gepreßt und abgerollt 29,7 auf 29,9
	E 4M gepreßt auf 29,7 mm ⌀	E 4 G (29,7 auf 28,0) gepreßt und E 4 × G (29,7 auf 24,0) gezogen	E 4 A gepreßt und abgerollt 29,7 auf 29,9

Digitized by Google

Tabelle 48.

Versuchsart	An vergleichbaren Festigkeitskoeffizienten liegen vor:	Bei den Materialsorten
Zugversuch	σ_P (Proportionalitätsgrenze), σ_S (Streckgrenze), $\frac{\sigma_S}{\sigma_B}$ (Streckgrenzenverhältnis), σ_B (Zugfestigkeit), δ_{10}% (Dehnung), ψ% (Kontraktion), $E = \frac{1}{\alpha}$ (Elastizitätsmodul)	A 1, 2; B; C α, β; D 1, 2, 3, a; D 1, 2, 3, b; E 1, 2, 3, 4 M; 3 G, 4 G; 1, 2, 3, 4 × G; 2, 3, 4 A;
Kerbschlagprobe	a_k mkg/cm²	C α, β, D 1, 2, 3 a; D 1, 2, 3 b; E 1 M; E 2, 4 M; 3 G; 2, 3 × G; 2 A;
Brinellprobe	H_{Br}	B; C α, β, D 1, 2, 3, b; E 1, 2, 4, M; 2, 3, 4 × G; 2 A;
Druckversuch	— σ_P (Proport.-Druckelastizit.-Grenze), — σ_S (Quetschgrenze)	D 1, 2, 3 b; E 1, 2, 3, 4 M; 1, 2, 3, 4 × G; 2 A;
Scheerversuch	τ_{Sch} kg/cm²	D 1, 2, 3 b;
Torsionsversuch	$\sigma_{P\tau}$ (Proport.-Grenze), $\sigma_{S\tau}$ (Verdrehungsgrenze), G (Gleitmodul)	E 3, 4 M; 3, 4 × G; 4 A;
Schlagversuch	— ε_{Sl} % (prozent. Höhenverminderung), a mkg/cm² (spezif. Schlagfestigkeit)	D 1, 2, 3, b; E 1, 2, 3, 4 M; 1, 2, 3, 4 × G; 2, 3, 4 A;
Wechselschlagversuche (Krupp)	$\sum_n$ (Zahl der Schläge bis zum Bruch)	D 1, 2, 3 b;

Tabelle 47 gibt eine Übersicht über die Bearbeitungszustände, in denen die einzelnen Sorten MS 58 bei der Anlieferung in das Amt zur Verfügung standen.

Aus mancherlei Gründen hat es sich nicht ermöglichen lassen, bei allen 5 Materialsorten durch gleichartige Festigkeitsprüfungen stets alle in Frage kommenden Festigkeitskoeffizienten zu ermitteln. Es steht daher immer nur eine beschränkte Auswahl von Vergleichswerten für die einzelnen Koeffizienten zur Verfügung. Tabelle 48 gibt hierüber eine Übersicht.

a) Festigkeitskoeffizienten aus den Zugversuchen.

α) Anlieferungszustand: gepreßt.

Bei diesem Zustand ergeben sich bei den verschiedenen Materialsorten naturgemäß noch gewisse Unterschiede in den Ergebnissen aus der Verschiedenheit des sog. Preßverhältnisses (Barrendurchmesser/Stangendurchmesser), des angewendeten Preßdrucks (at), der Preßgeschwindigkeit (m/sek) und der Preßtemperatur (° C)[1]. Da bei der vergleichenden Auswertung der Ergebnisse möglicherweise auch diese Verschiedenheiten zu berücksichtigen sind, so ist in Tabelle 49 eine Übersicht über die Modifikationen des Zustandes „gepreßt" gegeben.

Es folgt nun in Tabelle 50 eine Zusammenstellung der Mittelwerte für die einzelnen Festigkeitskoeffizienten und die verschiedenen Materialsorten im gepreßten Anlieferungszustande; die Werte sind den betreffenden Tabellen im Teil I dieser Arbeit entnommen, ebenso auch die Werte für a_k (Kerbzähigkeit), H_{Br} (Brinellhärte), um gegebenenfalls die Schlußfolgerungen über die Ergebnisse des Zugversuches durch diese Zahlen zu stützen, unbeschadet des Umstandes, daß im weiteren Verlaufe der Zusammenfassung auch noch Sonderübersichten über diese beiden Festigkeitskoeffizienten (Tabelle 56 und 57) gegeben sind. In Tabelle 50 ist ferner auch noch der Gehalt an Blei in den verschiedenen Materialsorten hinzugefügt.

[1] Über den Einfluß der Preßtemperatur siehe auch S. 45.

Tabelle 49. Modifikationen des Anlieferungszustandes „gepreßt".

Materialsorte	Preßverhältnis = Gußbarrendmr. (mm) dividiert durch Dmr. der gepreßten Stange	Preßdruck at	Preßgeschwindigkeit m/sek	Preßtemperatur ° C
A 1	135/30,0 = 4,5	150	—	—
C a	180/21,0 = 8,6	(800 ts) ?	0,167	675
D 1a	135/21,0 = 6,43	160	0,89	730—750
D 1b	136/16,0 = 8,45	170	1,10	730—750
E 1 M	175/11,8 = 14,85	250	0,0089	740
E 2 M	175/35,9 = 4,88	250	0,0146	735
E 3 M	175/29,7 = 5,90	250	0,0117	700
E 4 M	175/29,7 = 5,90	250	0,0088	700

Tabelle 50. Anlieferungszustand „gepreßt".

Materialbezeichnung	kg/cm² σ_P	kg/cm² σ_S	kg/cm² σ_B	$\frac{\sigma_S}{\sigma_B} \cdot 100$	% δ_{10}	% ψ	E	mkg/cm² a_k	H_{Br}	Bleigehalt %
A 1	830	1430	4460	32	34,9	47	—	—	—	1,14
C	790	1630	4670	35	34,2	39	931800	3,71	103,0	0,62
D 1a	874	1450	4590	31	32,8	34	—	2,07	—	1,70
D 1b	818	1450	4420	33	(24,3)[1]	(27)	1023500	2,43	102	
E 1 M	880	1890	3880	49	—	—	977000	1,98	104	
E 2 M	620	1470	4340	34	36,9	—	997500	3,62	80,9	2,05
E 3 M	620	1480	4370	34	31,0	—	1015000	—	—	
E 4 M	560	1520	4320	35	35,8	—	—	2,72	90,9	

[1] Einzelwerte: δ = 20,8, 31,2, 21,9%; ψ = 23, 32, 27%.

Digitized by Google

Tabelle 51. Anlieferungszustand „gepreßt".
Glühbehandlung und Abschreckwirkung.

Einfache Zahlen, Zustand: 2 St. bei 650° geglüht und an der Luft abgekühlt.
Einmal unterstr. Zahlen, Zustand: 2 St. bei 650° geglüht und langsam im Ofen abgekühlt.
Zweimal unterstr. Zahlen, Zustand: 2 St. bei 750° geglüht und in Wasser abgeschreckt.

Materialbezeichnung	kg/cm² σ_P	kg/cm² σ_S	kg/cm² σ_B	$\frac{\sigma_S}{\sigma_B}$	% δ_{10}	% ψ	E	mkg/cm² a_k	H_{Br}
A 1	750	1330	4320	31	37,1	44	—	—	—
C d	620	1430	4370	33	32,6	34	933700	4,08 3,93	82,6 89,6
D 1a	541	1330	4200	32	31,3	28	—	2,55 2,44	—
D 1b	740	1330	4420	30	28,4	30	1025000	2,92 2,85	—
E 1 M	—	—	—	—	—	—	—	2,78 2,89	97,0 78,5
E 2 M	1190 —	2610 —	5390 —	49 —	14,4 —	18 —	—	3,31 3,88	102,0 76,2
E 3 M	1260 —	2690 —	5490 —	49 —	14,2 —	26 —	—	— —	— —
E 4 M	1130 —	2800 —	5860 —	48 —	16,8 —	22 —	—	2,71 3,44	105,4 75,7

Nach diesen Ergebnissen ist der Zustand „gepreßt" durch die hauptsächlichsten Festigkeitskoeffizienten ziemlich eindeutig charakterisiert. Man kann angeben, daß die Zugfestigkeit σ_B etwa 43 bis 45 kg/mm², das Streckgrenzenverhältnis σ_S/σ_B etwa 32 bis 35, Dehnung $\delta_{10} = 33$ bis 35% und Kontraktion ψ zwischen 35 und 45%, der E-Modul E = 1 Million, Kerbzähigkeit a_k zwischen 2 und 3,5 mmg/cm² und Brinellhärte $H_B = 90$ bis 100 ist, sofern man mittlere Preßverhältnisse (5 bis 8) anwendet. Höhere Preßverhältnisse (E 1 M) beeinflussen deutlich die Festigkeitsverhältnisse. Es steigt σ_S, σ_S/σ_B; a_k nimmt ab und H_B zu, d. h. der Stoff wird im ganzen spröder und härter, sehr wahrscheinlich auch auf Kosten des Formänderungsvermögens (δ und ψ), wofür leider keine Beobachtungswerte vorliegen. Auch der Stoff C mit verhältnismäßig hohem Preßverhältnis (8,6) bei der tiefsten Preßtemperatur in der Reihe (675°), deutet durch höheres σ_B und H_{Br} diesen Einfluß an, allerdings widerspricht dem der Wert für a_k. Auffallend ist bei E 1 M der niedrige Wert für σ_B. Das stärkere Preßverhältnis bei diesem Stoff sollte nicht nur σ_S, sondern auch σ_B erhöhen. Die niedrigen Werte für δ und ψ bei Material D_b verlieren an Bedeutung, wenn man sich die Einzelwerte ansieht, die sehr stark schwanken. Schwer erklärlich ist der Rückgang von σ_P bei E 2 bis E 4; ob er mit dem höheren Bleigehalt der Legierung im Zusammenhang steht, tritt nicht klar in Erscheinung, da E 1 M mit dem gleichen Bleigehalt die Normallage von σ_P zeigt. Der Bleigehalt kann immerhin bei mittleren Preßverhältnissen einen Einfluß ausüben — mit wachsendem P_b vielleicht steigende Werte für δ und ψ, fallende für σ_B und H_{Br} —, aber offensichtlich wird dieser etwaige Einfluß sehr stark überdeckt durch die kräftigeren Einwirkungen des höheren Preßverhältnisses und vielleicht auch der Preßtemperatur. —

Auch hinsichtlich der Wirkung einer Glühbehandlung und eines Abschreckens in Wasser auf Proben des Anlieferungszustandes „gepreßt" können aus den in Teil I der Arbeit zusammengestellten Werten vergleichende Übersichten für die verschiedenen Materialsorten gegeben werden, was in Tabelle 51 geschehen ist.

Der Einfluß der Glühbehandlung ist bei allen Materialsorten deutlich ausgeprägt. Bei A bis D b ist durchweg σ_P, σ_S und σ_B erniedrigt, besonders stark σ_B. Das Streckgrenzenverhältnis σ_S/σ_B zeigt nur geringfügige Änderungen, am meisten bei C und D b, die beide hohes Preßverhältnis haben. Weniger eindeutig ist der Glüheffekt bei δ und ψ zum Ausdruck gekommen. Die hier zu erwartende Zunahme tritt nur bei Material D b (hohes Preßverhältnis) deutlich in Erscheinung. Hingegen kommt dieser Glüheffekt bei allen Materialsorten bezüglich a_k und H_{Br} vollkommen eindeutig zum Ausdruck, und zwar, wie zu erwarten, am stärksten bei E 1 M, das das höchste Preßverhältnis hatte. Leider liegen gerade für dieses Material die Werte σ_P, σ_S und σ_B sowie δ und ψ nicht vor. Es ist aber nach dem Ausfall der Werte für a_k und H_{Br} zu erwarten, daß sich dieses Material auch in den übrigen Koeffizienten durch das Glühen allen übrigen Materialsorten angenähert haben wird. Man kann wohl allgemein sagen, daß durch das Glühen der Anlieferungszustand „gepreßt" noch klarer in den Eigenschaften charakterisiert ist als im ungeglühten Zustande. Die oberen und unteren Grenzwerte der einzelnen Festigkeitskoeffizienten rücken für alle vier Materialien noch näher zusammen.

Auch die Abschreckwirkung[1] tritt deutlich und überall im gleichen Sinne zutage. Sie ist für die Werte des Zugversuches zum Teil recht beträchtlich. Auch das höhere Streckgrenzenverhältnis bestätigt ebenso wie die verkleinerten Werte von δ und ψ die durchgreifende Veränderung der Ursprungseigenschaften. Leider liegen Werte nur für Material E vor, aber daß die Abschreckwirkung auch bei D in gleichem Sinne zum Ausdruck kommt, erweisen die Werte für a_k.

β) Anlieferungszustand gepreßt und gezogen.

Auch dieser Zustand war bei den fünf Materialsorten durch die Bearbeitungsvorgänge nicht eindeutig charakterisiert. Die verschiedenen Modifikationen des Bearbeitungsvorganges ergeben sich aus Tabelle 52.

Eine vergleichende Übersicht über die für diesen Zustand gefundenen Festigkeitskoeffizienten vermittelt die Tabelle 53.

[1] Bei 750°, also im β-Gebiet abgeschreckt.

Digitized by Google

Hinsichtlich der Festigkeitseigenschaften kennzeichnet sich hiernach auch der Zustand „gepreßt und gezogen" bei allen zum Vergleich heranziehbaren Materialsorten als ziemlich eindeutig. Es ergeben sich etwa folgende Grenzwerte: $\sigma_B = 47$ bis 54 kg/mm², $\sigma_S/\sigma_B = 60$ bis 79, $\delta_{10} = 12{,}9$ bis 28,6%, $\psi = 17$ bis 42%, $E = 1000000$ bis 1143000, $a_k = 1{,}35$ bis 3,13 mkg, $H_{Br} = 122$ bis 138.

Tabelle 52. Modifikationen des Anlieferungszustandes „gepreßt und gezogen".

Materialsorte	Ziehgrad (mm) = Durchmesserverhältnis vor und nach dem Ziehen	Anzahl der Züge	Zahl und Art der Zwischenglühungen	Sonstige Arbeitsbehandlung
A 2	30/29 = 1,04	1	—	—
B	21/19 ⬡ = 1,10	1	—	1 Zwischenbeizung
Cβ	21/20 = 1,05	2	—	—
D a	21/20 = 1,05	1	—	—
D b	16/15 = 1,07	1	—	—
E 3 G	29,7/28,0 = 1,06	1	1 (600—650°)	—
E 4 G	29,7/28,0 = 1,06	1	1 (600—650°)	—
E 1 × G	11,8/ 9,0 = 1,31	3	3 (600—650°)	—
E 2 × G	35,9/30,0 = 1,20	3	3 (600—650°)	—
E 3 × G	29,7/24,0 = 1,24	3	3 (600—650°)	—
E 4 × G	29,7/24,0 = 1,24	3	3 (600—650°)	—

Abgesehen von dem gegenüber dem einfachen „gepreßten" Zustande (Tabelle 50) durchweg höheren σ_B kennzeichnet sich der durch das Ziehen verstärkte Grad der Kaltreckung vorwiegend durch den Quotienten σ_S/σ_B, der bei diesem Zustand zwischen 60 bis 79 liegt, während er im einfach gepreßten Zustande nur etwa 32 bis 34 betrug. Umgekehrt proportional mit der Größe dieser Kennziffer läuft die Zahl δ_{10}. Als Ganzes gesehen ist dem „gepreßt und gezogenen" - Zustand natürlich eine kleinere Dehnung (13 bis 28%) als dem einfach „gepreßten" (33 bis 35%) eigentümlich. Dem in dieser Tabelle etwas herausfallenden Werte $\sigma_S/\sigma_B = 60$ entspricht die größte beobachtete Dehnung für diesen Zustand, nämlich 28,6, umgekehrt ergibt sich bei den optimalen Werten von 79% bzw. 78% für σ_S/σ_B die kleinste Dehnung von 14,5% bzw. 12,9%. Etwas unregelmäßiger verläuft ψ. Der E-Modul zeigt sich gegenüber dem einfach gepreßten Zustande (rund 1000000) etwas erhöht, also die Dehnungszahl $\alpha = \frac{1}{E}$ etwas erniedrigt. Die Kerbzähigkeit a_k hat sich durch die Ziehbehandlung nicht wesentlich geändert, während die Härte H_{Br} eine deutliche Zunahme gegenüber dem nur gepreßten Zustand erkennen läßt.

Die Unterschiede für die Werte σ_S, σ_B, σ_S/σ_B und δ innerhalb der Tabelle stehen in gewissen Beziehungen zu den Modifikationen der Bearbeitungsvorgänge für den Zustand „gepreßt und gezogen", wie sie in Tabelle 52 aufgeführt wurden.

Das Material A mit dem kleinsten Ziehgrad (1,04) weist auch den kleinsten Wert für σ_B (46,7) und auch für σ_S/σ_B (60) auf, was offensichtlich auf die geringere Kaltreckwirkung hinweist. Hingegen zeigt das Material mit dem größten Ziehgrad, nämlich E 1 × G (1,31) auch die optimalen Werte für σ_B; allerdings bringt hier der Wert σ_S/σ_B (73) nicht zum Ausdruck, daß bei diesem Material die größte Kaltreckwirkung vorlag.

Analog, nur im umgekehrten Sinne, zeigt Material A den größten in der Tabelle vorkommenden Wert für δ_{10}. Leider liegt der Vergleichswert bei E 1 × G nicht vor, aber die Materialsorten E 3 × G und E 4 × G, die gleichfalls sehr hohen Ziehgrad (1,24) haben, zeigen doch auch beträchtlich niedrigere Dehnungswerte. Im übrigen läßt sich eine genau gesetzmäßige Abhängigkeit der Festigkeitswerte von den zwischen den beiden Grenzwerten des Ziehgrades (1,04 und 1,31) liegenden Ziehgradzwischenwerten aus der Tabelle nicht ableiten.

Den höchsten Grad der Kaltreckwirkung ($\sigma_S/\sigma_B = 79$) mit entsprechend niedriger Dehnung δ_{10} zeigt Material B. Hier bleibt die Frage offen, ob hierfür die angewendete Zwischenbeizung verantwortlich zu machen ist oder ob die Kaltreckwirkung beim Sechskantprofil an sich eine stärkere ist als beim Rundprofil, was immerhin nicht ausgeschlossen erscheint.

Da die drei Materialsorten Db, E3G und E4G nahezu den gleichen Ziehgrad aufweisen, so böte sich die Möglichkeit, aus ihren Festigkeitskoeffizienten auf den Einfluß, den die Zwischenglühung hat, der die beiden letzteren Materialsorten unterworfen wurden, zu schließen. Man könnte annehmen, daß die etwas niedrigeren Werte für σ_B und die etwas größeren für δ_{10} bei den beiden E-Materialien auf diesen Einfluß zurückzuführen sind; auch das kleinere H_{Br} bei E3G spricht dafür, aber eine Verallgemeinerung dieser Schlußfolgerung ist angesichts des nicht genügenden Beweismaterials nicht zu empfehlen, zumal auch die E-Materialien, die einer dreimaligen Zwischenglühung unterzogen wurden, eine Auswirkung dieser Behandlung auf die Festigkeitswerte nicht deutlich erkennen lassen.

Tabelle 53. Anlieferungszustand „gepreßt und gezogen".

Materialbezeichnung	kg/cm² σ_P	kg/cm² σ_S	kg/cm² σ_B	$\frac{\sigma_S}{\sigma_B} \cdot 100$	% δ_{10}	% ψ	E	mkg/cm² a_k	H_{Br}
A 2	1210	2830	**4670**	**60**	28,6	42	1014000	—	—
B	1710	4270	5410	**79**	14,5	42	1143300	2,04	137,6
C	1600	3560	5210	68	21,7	37	980000	3,13	134,4
D 2a	2070	3670	5070	72	20,1	25	1022000	1,35	—
D 2b	2160	3980	5120	78	12,9	17	—	1,69	138
E 3 G	620	3450	4810	72	20,1	—	1036000	1,90	133,3
E 4 G	870	3820	4860	78	15,0	—	—	—	—
E 1 × G	1180	4010	**5450**	73	—	—	—	—	—
E 2 × G	620	3630	4890	75	21,3	—	—	2,75	122,3
E 3 × G	700	3870	5080	77	18.2	—	1097500	—	—
E 4 × G	550	3880	4920	75	20,6	—	—	2,31	137,9

In Tabelle 54 sind die Ergebnisse der Zugversuche mit den Proben, die im „gepreßt und gezogenen" Anlieferungszustande einer Glühbehandlung unterzogen wurden, zusammengestellt.

Die angewendete Glühbehandlung (2 St. bei 650° und Abkühlung an der Luft) hat, wie die Werte der obigen

Digitized by Google

Tabelle ausweisen, auch für diesen Anlieferungszustand eine durchgreifende Wirkung. Die Folgen der Kaltreckung infolge des Ziehvorganges werden nahezu vollständig beseitigt. σ_B, σ_S/σ_B und E werden herabgedrückt etwa auf die Höhe der entsprechenden Werte des geglühten Preßzustandes (Tabelle 51). δ_{10} wird entsprechend erhöht.

Tabelle 54. Anlieferungszustand „gepreßt, gezogen und ausgeglüht (2 St. bei 650°).

Materialsorte	kg/cm² σ_P	kg/cm² σ_S	kg/cm² σ_B	$\frac{\sigma_S}{\sigma_B} \cdot 100$	% δ_{10}	% ψ	E	mkg/cm² a_k
A 2	750	1310	4130	31	33,3	41	—	—
B	710	1200	4120	29	40,8	44	1047800	—
C	790	1590	4490	35	30,7	32	997700	—
D 2a	585	1260	4340	29	29,0	27	948000	2,02
D 2b	513	1190	4040	29	25,7	31	—	—
E 1 × G	—	1770	4250	42	(38,2)	(42)	—	—
E 3 × G	680	1390	4220	33	30,1	38	—	—

γ) Dritter Anlieferungszustand.

Nachbehandlung durch Richten oder Abrollen.

In bezug auf diesen dritten Zustand sind die eingereichten Materialsorten nicht als gleichmäßig behandelt anzusehen; es liegen daher auch für diese Zusammenfassung der Ergebnisse nur beschränkte Vergleichsmöglichkeiten vor. Es ist zu unterscheiden zwischen folgenden Anlieferungszuständen:

a) Gepreßt, gezogen und gerichtet: Material A.

b) Gepreßt, gezogen, abgerollt: Materialien D 3a und D 3b (2 Preßgrade).

c) Gepreßt und abgerollt: Materialien E 2 A, E 3 A und E 4 A.

Bezüglich des Einflusses des Richtens[1] besteht hiernach nur eine einzige Beurteilungsmöglichkeit, nämlich bei Material A. Hierfür weist die Tabelle 1 die Ergebnisse der Zugversuche aus. Danach ruft das Richten noch eine leichte Steigerung der Kaltreckwirkung, die schon durch das Ziehen eingeleitet wurde, hervor; dies beweisen die Erhöhungen der Werte für σ_B von 4670 auf 4880, σ_S/σ_B von 60 auf 61, E von 1014000 auf 1038500 und im reziproken Sinne die geringen Abnahmen von δ_{10} von 28,6 auf 26,7. Folgerichtig wäre zu erwarten gewesen, daß auch ψ eine weitere Verminderung gegenüber dem gezogenen Zustande erfahren hätte. Daß es sich bei dem nachträglichen Richten um eine zusätzliche Kaltreckwirkung (Stauchung) handelt, erweist aber auch die Tabelle 2 beim Material A, die deutlich zum Ausdruck bringt, daß durch eine nachträgliche Glühbehandlung des gerichteten Materials, dessen Festigkeitskoeffizienten sämtlich wieder den Werten des gepreßten bzw. gezogenen Materialzustandes angenähert werden.

Bezüglich des sog. „Abrollens“[1] muß, wie aus der obigen Übersicht zu ersehen, unterschieden werden nach den vorangegangenen Arbeitsvorgängen, nämlich, ob direkt nach dem Pressen abgerollt wurde (Material E) oder ob ein Ziehen dem Abrollen vorangegangen ist (Material Da und Db).

Wie aus Tabelle 19 (Material D) hervorgeht, kennzeichnet sich bei diesem Material der Vorgang des Abrollens nach vorangegangenem Pressen und Ziehen weniger deutlich als zusätzliche Kaltreckwirkung. Bei beiden Dimensionen der geprüften Stangen (20 mm und 15 mm ∅) veränderte sich σ_B durch Abrollen fast gar nicht (5070 gegen 5060, 5120 gegen 5170), das Verhältnis σ_S/σ_B erfuhr sogar in beiden Fällen eine Verminderung (32 gegen 69, 78 gegen 75); nur die Dehnung δ_{10} deutet wegen der etwas kleineren Werte im abgerollten Zustande auf geringe zusätzliche Kaltreckwirkung (20,1 : 19,3, 12,9 : 10,8). Auch hier zeigt, wie oben beim Material A, die Tabelle 20 deutlich an, daß durch eine nachträgliche Glühbehandlung des abgerollten Materials die Kaltreckwirkung restlos wieder aufgehoben wird.

Wird gepreßtes Material direkt abgerollt, ohne daß vorher ein Ziehvorgang zwischengeschaltet wurde (Material E), so ist zwar auch eine geringe Kaltreckwirkung in den Festigkeitswerten nachweisbar, wie aus Tabelle 55 hervorgeht, in die für die drei Materialien E die Werte für gepreßten Zustand (M) und im abgerollten Zustand (A) aus der Tabelle 29 übernommen sind. Die Kaltreckwirkung beschränkt sich im wesentlichen auf die Erhöhung von σ_S und eine mehr oder weniger starke Herabminderung von δ_{10}, während σ_B ziemlich unverändert bleibt. Wie sich aus Tabelle 30 ergibt, erfahren die Festigkeitswerte des gepreßten und abgerollten Materials durch Abschrecken bei 750° in Wasser von 18° eine sehr durchgreifende Veränderung. Besonders die Dehnung wird dadurch beträchtlich erniedrigt.

Tabelle 55. Vergleich: Zustand „gepreßt“ und Zustand „gepreßt und abgerollt“ bei Material E.

Materialbezeichnung	kg/cm² σ_P	kg/cm² σ_S	kg/cm² σ_B	$\frac{\sigma_S}{\sigma_B}$	% δ_{10}	E
E 2 M gepreßt	620	1470	4340	34	36,9	997500
E 2 A gepreßt u. abgerollt	560	1610	4510	36	33,1	1056000
E 3 M gepreßt	620	1480	4370	34	31,0	1015000
E 3 A gepreßt u. abgerollt	860	1870	4360	43	21,8	1025000
E 4 M gepreßt	560	1520	4320	35	35,8	—
E 4 A gepreßt u. abgerollt	620	1810	4390	41	32,4	1014000

b) Brinellhärte.

Die in den vorangegangenen Tabellen mitgeteilten Ergebnisse über Brinell-Kugeldruckproben der einzelnen Materialsorten sind in der nachfolgenden Tabelle 56 nochmals nebeneinandergestellt.

[1] Unter „Richten und Abrollen“ ist, wie Seite 3 bereits bemerkt wurde, der gleiche Arbeitsvorgang zu verstehen, in beiden Fällen tritt eine schwache Stauchung des Materials ein.

Digitized by Google

Aus ihr lassen sich zusammenfassend etwa folgende Schlußfolgerungen ziehen:

Im gepreßten Anlieferungszustand verläuft die Brinellhärte des MS 58 zwischen den Grenzwerten 81 bis 104, durch Glühbehandlung werden diese Werte auf 75 bis 90 herabgedrückt.

Im gepreßten und gezogenen Anlieferungszustand ergaben sich Brinellhärten von 122 bis 138. Die Erhöhung der Härte gegenüber dem gepreßten Zustand beträgt im Durchschnitt 30 bis 50%. Eine Glühbehandlung setzt auch für diesen Zustand die Brinellhärte auf 77 bis 80 herab.

Für geglühten, spannungsfreien Zustand, bei dem durch Glühbehandlung die Reckwirkung der Bearbeitungsvorgänge wieder aufgehoben wurde, scheint sonach der Normalwert der Brinellhärte für MS 58 etwa um 80 herum zu liegen.

Durch Abschrecken nach dem Glühen erfährt die Brinellhärte wiederum eine Erhöhung bis auf etwa 93 bis 108. Je höher die Glühtemperatur, von der aus abgeschreckt wurde, um so mehr erhöhen sich die Brinellwerte.

Durch das Abrollen werden die Brinellwerte gegenüber dem gezogenen Zustande noch etwas erhöht und steigen um ein geringes über 140 an. Gepreßtes MS 58, das gezogen und abgerollt wird, erfährt hiernach durch diese Bearbeitungsvorgänge eine Erhöhung der Brinellhärte um insgesamt etwa 40%.

Wenn das Abrollen unmittelbar am gepreßten Material, also ohne dazwischengeschalteten Ziehvorgang, vorgenommen wird, so wird dadurch gleichfalls eine Erhöhung der Brinellhärte hervorgerufen, die aber nur etwa 20 bis 25% beträgt.

Diese Schlußfolgerungen haben bezüglich ihrer zahlenmäßigen Angaben selbstverständlich nur bedingten Geltungsbereich; immerhin dürften auch bei anderen MS 58-Arten in der Größenordnung der Zahlenwerte kaum nennenswerte Unterschiede zu erwarten sein.

Die Einzeltabellen bei den verschiedenen Materialien geben über Sonderfragen zur Brinellhärte, wie beispielsweise den Verlauf bei verschiedenen Glühgraden (Tab. 26) sowie über den Verlauf der Brinellhärte vom äußeren Umfang der Walzstange nach dem Querschnittsinneren zu (Tabelle 39/40) noch weitere Auskunft.

Tabelle 56. Vergleichende Übersicht über die Brinellwerte.

Materialsorte	Zustand des Materials						
	Anlieferung gepreßt	Gepreßt, geglüht an der Luft abgekühlt	Gepreßt, geglüht und abgeschreckt	Anlieferung gepreßt und gezogen	Gepreßt, gezogen, geglüht, an der Luft abgekühlt	Anlieferung, gezogen und abgerollt	Anlieferung gepreßt, abgerollt
B	—	—	—	137,6	—	—	—
C	103	89,6	(82,6)	134,4	—	—	—
D	102	—	—	138	—	142	—
E 1	104	78,5	97,0	—	—	—	—
E 2	80,9	76,2	106,6	122,3	77,3	—	97,9
E 3	—	—	—	133,3	80,1	—	—
E 4	90,9	75,7	108,6	137,9	79,0	—	—

c) Kerbzähigkeit.

Auch über die Kerbzähigkeit (a_k) ist versucht worden in der Tabelle 57 eine zusammenfassende Übersicht zu geben.

Wie aus der Tabelle jedoch hervorgeht, lassen sich über die Kerbzähigkeit von MS 58 in den verschiedenen Zuständen Grenzwerte nur schwer angeben, da die Werte sehr stark durcheinandergehen. Man kann indessen wohl folgern, daß die Kerbzähigkeit von MS 58 im allgemeinen nur selten unter 1,50 mkg/cm² heruntergeht und höchstens bis etwa 4 mkg ansteigt. Die letzteren optimalen Werte werden aber nur bei geglühtem Material erreicht. Auffallend ist die verschiedene Wirkung des Abschreckens bei den verschiedenen Materialsorten auf die Kerbzähigkeit. Während bei dem Material C das Abschrecken in Wasser eine deutliche Herabminderung des a_k-Wertes verursacht — beim Material E ist diese Wirkung nicht so klar in Erscheinung getreten —, ergibt Material D für alle drei Bearbeitungszustände, und zwar am stärksten für den abgerollten Zustand, eine beträchtliche Erhöhung der Kerbzähigkeit. Bei der noch bestehenden Unsicherheit über die Zuverlässigkeit der Versuchsmethodik der Kerbschlagprobe kann indessen den Schlußfolgerungen über die Beeinflussung der Kerbzähigkeit des MS 58 nur eine untergeordnete Bedeutung zugemessen werden.

Tabelle 57. Kerbzähigkeit.

Materialsorte	Gepreßter Zustand			Gepreßt und gezogen						Abgerollt		
	Anlieferung	Geglüht	Abgeschreckt	Mit 1 Zug	Desgl. geglüht	Desgl. abgeschreckt	Mit 3 Zügen	Desgl. geglüht	Desgl. abgeschreckt	Abgerollt	Desgl. geglüht	Desgl. abgeschreckt
C	3,71	4,08	3,70 (Öl) 2,79 (Wasser)	3,13	—	—	—[1]	—	—	—	—	—
Da	2,07	2,44	2,55	1,35	1,90	2,79	—	—	—	1,95	2,09	3,83
Db	2,43	2,85	2,92	1,69	2,02	3,48	—	—	—	1,45	2,17	3,71
E 1	1,98	3,07	2,78	—	—	—	—	—	—	—	—	—
E 2	3,62	3,88	3,30—3,49	—	—	—	2,75	3,31—3,84	—	2,58	2,70—3,44	2,98[2]
E 4	2,72	4,14	2,68—3,05	—	—	—	2,31	2,54—3,68	2,31	—	—	—
E 3	—	—	—	1,90	3,37—3,48	2,17—2,94	—	—	—	—	—	—

[1] Für den warmgewalzten Zustand (längs und quer zur Walzrichtung) siehe die Ergebnisse in Tabelle 17.

[2] Material lag nur im gepreßten und abgerollten Zustande (ohne dazwischenliegendes Ziehen) vor.

Digitized by Google

Tabelle 58. Vergleich der σ_P und σ_S (Zugversuche) mit $-\sigma_P$ und $-\sigma_S$ (Druckversuch). Alle Zahlen sind kg/cm².

Materialsorte	Zustand des Materials: Gepreßt				Gepreßt und gezogen				Gepreßt, gezogen, abgerollt				Gepreßt, gezogen, abgerollt, geglüht				Bemerkungen
	σ_P	$-\sigma_P$	σ_S	$-\sigma_S$	σ_P	$-\sigma_P$	σ_S	$-\sigma_S$	σ_P	$-\sigma_P$	σ_S	$-\sigma_S$	σ_P	$-\sigma_P$	σ_S	$-\sigma_S$	
Db	818	1090	1450	1610	2160	1990	3980	3130	1730	2500	3890	3550	613	(1780—1100) 1120	1340	(2560—1580) 1450	Umgekehrt proportional der Höhe der Glühtemperatur
E 1	880	1330	1890	1900	1180	3170	4010	4080	—	—	—	—	—	—	—	—	
E 2	620	1090	1470	1490	620	2910	3630	3690	560	2210	1610	2520[1]	—	(1380—1550) 1410	—	(1830—2030) 1830	[1] Gepreßt und abgerollt ohne zwischengeschaltetes Ziehen
E 3	620	1190	1480	1660	700	2560	3870	3490	860	2520	1870	3020	—	—	—	—	
E 4	560	1400	1520	1650	550	3010	3680	3490	620	2440	1810	2970	—	—	—	—	

d) Druckversuche.

Eine vergleichende Übersicht über die wichtigsten Ergebnisse der Druckversuche mit MS 58 ermöglicht die vorstehende Tabelle 58, und zwar insbesondere in Hinsicht auf die Frage, inwieweit bei diesem Material die Proportionalitätsgrenze $-\sigma_P$ (in praktischem Sinne Druck-Elastizitätsgrenze) und die Fließgrenze $-\sigma_B$ (Quetschgrenze) übereinstimmen mit den entsprechenden Spannungsgrenzen bei Zugbeanspruchung (σ_P und σ_S).

e) Scherfestigkeit.

Über die Ergebnisse der Scherversuche geben in den Einzelheiten die entsprechenden Tabellen (24 bei Material D und 37 bei Material E) Auskunft. Im nachfolgenden ist, soweit die Ergebnisse hierzu verwendbar waren, eine Übersicht versucht worden, über die Beziehungen der Scherfestigkeit τ_s zur Zugfestigkeit σ_B.

Aus dieser Übersicht, die allerdings nur für eine Materialsorte vorliegt, ergibt sich mit guter Übereinstimmung für alle Bearbeitungszustände, daß die Scherfestigkeit des MS 58 etwa 62 bis 64% der Zugfestigkeit beträgt.

Tabelle 59. Scherfestigkeit im Vergleich zur Zugfestigkeit.

Materialsorte	Zustand des Materials: Gepreßt			Gepreßt, gezogen			Gepreßt, gezogen, abgerollt			Geglüht bei 650°		
	σ_{τ_s}	σ_B	$\frac{\sigma_\tau}{\sigma_B} \cdot 100$	σ_{τ_s}	σ_B	$\frac{\sigma_\tau}{\sigma_B}$	σ_{τ_s}	σ_B	$\frac{\sigma_\tau}{\sigma_B}$	σ_τ	σ_B	$\frac{\sigma_\tau}{\sigma_B}$
Db	2720	4420	**62**	3240	5120	**63**	3300	5170	64	2830	4400	64

Es läßt sich an Hand dieser Tabelle feststellen, daß die Proportionalitätsgrenze bei Zugbeanspruchung für alle Bearbeitungszustände des Materials niedriger gefunden wurde als für Druckbeanspruchung. Die Differenzen sind zum Teil so groß (z. B. beim gepreßt gezogenen und darauf abgerollten Zustand des Materials E: 550 gegen 3010), daß man diese Unterschiede wohl nicht mehr auf Eigenheiten der bei beiden Versuchsarten angewendeten Versuchsmethodik zurückführen kann, vielmehr annehmen muß, daß es sich um ein charakteristisches Verhalten handelt.

Hinsichtlich der Fließgrenze hat es den Anschein, als wenn diese für Zug- und Druckbeanspruchung als praktisch gleich anzunehmen ist. Nennenswerte Unterschiede haben sich hierfür nur bei Material E im gepreßten und darauf abgerollten Zustande ergeben.

f) Torsionsfestigkeit.

Torsions-, d. h. Verdrehungsversuche, sind nur mit den Materialien E 2 M bis E 4 M ausgeführt worden, worüber die Tabelle 37 Auskunft gibt. In der nachstehenden Tabelle 60 ist eine vergleichende Übersicht zwischen der Verdrehungs- bzw. Torsionsfestigkeit τ_t zur Zugfestigkeit σ_B und des Gleitmoduls G zum Elastizitätsmodul E gegeben.

Die Torsionsfestigkeit von MS 58 kann hiernach zu etwa 85 bis 90% der Zugfestigkeit angenommen werden. Der Gleitmodul, der rd. 350000 beträgt, steht zum Elastizitätsmodul im normalen Verhältnis von rd. 0,34 E.

Tabelle 61. Schlagfestigkeit.

Materialsorte	Zustand des Materials: Gepreßt		Gezogen		Abgerollt		Geglüht 650°		Bemerkungen
	$-\varepsilon_{St}$ %	a mkg/cm³	$-\varepsilon_{St}$ %	a mkg/cm³	$-\varepsilon_{St}$ %	a mkg/cm³	$-\varepsilon_{St}$ %	a mkg/cm³	
Db	41,9	45	36,6	40	37,8	37,5	43,2	55	—
E 1	44,7	57,5 (65—80)	42,4	55	—	—	—	—	—
E 2	43,3	72,5	31,0	35	34,4	55	—	—	Der abgerollte Zustand ist bei E nicht vergleichbar mit D, weil der Zwischenzug bei E fehlt
E 3	39,8	37,5	29,5	65	33,0	32,5	—	—	
E 4	40,3	40	29,9	62,5	33,7	35	—	—	

Digitized by Google

Tabelle 60. Torsionsfestigkeit im Vergleich zur Zugfestigkeit.

Materialsorte	Zustand des Materials: Gepreßt						Gepreßt, gezogen						Gepreßt und abgerollt						Gepreßt, gezogen, geglüht bei 650°					
	τ_{max}	σ_B	$\frac{\tau_{max}}{\sigma_B}$	G	E	$\frac{G}{E}$	τ_{max}	σ_B	$\frac{\tau_{max}}{\sigma_B}$	G	E	$\frac{G}{E}$	τ_{max}	σ_B	$\frac{\tau_{max}}{\sigma_B}$	G	E	$\frac{G}{E}$	τ_{max}	σ_B	$\frac{\tau_{max}}{\sigma_B}$	G	E	$\frac{G}{E}$
E 3	4080	4370	94	341990	1015000	0,337	4340	5080	85	341610	1097500	0,312	—	—	—	—	—	—	3470	4240	82	340660	—	—
E 4	4000	4320	93	323310	—	—	4230	4920	88	343730	—	—	4000	4390	91	352800	1014000	0,348	3960	—	—	343230	—	—

g) Schlagfestigkeit.

Die Übersicht über die Einzelergebnisse der Schlagversuche, die nur mit Material D und E ausgeführt wurden, bieten die Tabellen 25 u. 36. In der auf S. 54 stehenden Tabelle 61 werden die Ergebnisse hinsichtlich der bis zum Bruch gefundenen prozentualen Höhenverminderung ($-\varepsilon_{St}$ %) und der Gesamtschlagarbeit, die bis zum Zerschlagen der Probe aufgewendet wurde (a mkg/cm²), nochmals übersichtlich zusammengefaßt.

Die Zusammendrückbarkeit bei dynamischer, d. h. stoßweiser, schlagartiger Beanspruchung kann man hiernach bei MS 58 zu etwa 35 bis 40% (je nach dem vorliegenden Bearbeitungszustand) bezogen auf die ursprüngliche Probenlänge, annehmen. Hierbei muß allerdings vorausgesetzt werden, daß das Verhältnis der Probenlänge zum Probendurchmesser nicht > 1 wird, da sonst nicht mehr reine Druckbeanspruchung vorliegt, sondern Knickgefahr besteht.

Vergleicht man die Werte für $-\varepsilon_{St}$ % mit den Werten δ_{10} für Dehnung bei statischer Zugbeanspruchung, so ergibt sich, daß die Formänderungsfähigkeit des Materials bei dynamischer Druckbeanspruchung im allgemeinen nicht unbeträchtlich größer zu sein scheint als das Dehnvermögen bei statischer Zugbeanspruchung.

Die Schlagfestigkeit des Materials, d. h. die bis zum Zerschlagen der Probe aufzuwendende Gesamtschlagarbeit, bezogen auf die Raumeinheit des Probekörpers, schwankt anscheinend bei MS 58 in ziemlich weiten Grenzen (32,5 bis 72,5 mkg). Das Material ist danach gegen dynamische Beanspruchung verschieden stark empfindlich.

h) Wechselschlag- (Dauerschlag-)Festigkeit.

Wechselschlagversuche sind nur mit einer Materialsorte (Db) durchgeführt worden, deren Ergebnisse aus Tabelle 27 zu ersehen sind.

8. Zusammenfassung der Grenzwerte.

Um schließlich noch eine gedrängte zusammenfassende Übersicht über das in den vorhergehenden Tabellen enthaltene Zahlenmaterial der Festigkeitsprüfungen zu geben, sind in der nachfolgenden Tabelle 62 die durchschnittlichen Grenzwerte der wichtigsten Festigkeitskoeffizienten für MS 58 in den verschiedenen Bearbeitungszuständen zusammengestellt worden. Diese Tabelle soll lediglich einen raschen Überblick über wichtige Festigkeitseigenschaften des Normenmessings MS 58 ermöglichen, während aus den vorhergehenden Übersichten alles Wissenswerte über den Verlauf und die Häufigkeit der einzelnen Mittelwerte der verschiedenen Festigkeitskoeffizienten, sowohl für die fünf geprüften Materiallieferungen als auch für deren verschiedene Bearbeitungszustände hervorgeht.

9. Spannungszustand.

Aus den mit den verschiedenen Materialien in den verschiedenen Zuständen der Vorbehandlung vorgenommenen Spannungsmessungen ergibt sich folgendes:

1. Gepreßt: Messungen nicht vorgenommen; es ist aber anzunehmen, daß das „nur gepreßte" Material, sofern die Preßtemperatur genügend hoch war, spannungsfrei ist.

2. Gepreßt und gezogen: Das gepreßte und gezogene Material weist je nach dem Ziehgrad in der Außenzone mehr oder weniger starke Zugspannungen auf, die über eine neutrale Faser in Druckspannungen übergehen.

3. Gepreßt, gezogen und gerichtet (abgerollt): Durch das Richten oder Abrollen der gezogenen Stangen wird die Zugspannung in der Außenzone wesentlich erniedrigt. Die neutrale Faser verschiebt sich mehr nach dem inneren Teil der Stange.

4. Gepreßt, gezogen und bei steigenden Temperaturen angelassen: Bereits durch Anlassen bei 200° wird die Zugspannung in der äußeren Schicht auf etwa ein Drittel der Anfangsspannung herabgedrückt, bei 400° Anlaßhitze beträgt sie nur noch ein Zehntel des ursprünglichen Betrages.

5. Gepreßt und abgerollt: Bei den nach dem Pressen nur abgerollten Stangen (ohne vorher gegangenes Ziehen) traten in der Außenschicht schwache Druckspannungen auf, die über eine neutrale Zone in Zugspannungen übergingen.

6. Gepreßt und abgerollt und bei steigenden Temperaturen angelassen: Von etwa 300° Anlaßhitze an macht sich ein starkes Absinken der Spannung bemerkbar und bei 400° Anlaßhitze war die Druckspannung in der Außenschicht nur noch unerheblich.

Hiernach ergeben sich zwei Wege, um Spannungen in einem kaltgereckten Material herabzumindern bzw. aufzuheben:

1. Anlassen bzw. Ausglühen bei Temperaturen von etwa 250 bis 300° aufwärts oder

2. Kaltstauchung (Abrollen) eines vorher kaltgezogenen Materials oder umgekehrt.

Digitized by Google

Tabelle 62. Zusammenfassung der Grenzwerte.

	Nur gepreßt	Gepreßt und ausgeglüht (bei 650°)	Gepreßt und abgeschreckt (von 750°)	Gepreßt und gezogen	Gepreßt, gezogen und ausgeglüht (bei 650°)	Richten bzw. Abrollen
Zugfestigkeit σ_B in kg/mm²	43 bis 45	42 bis 44	54 bis 58	47 bis 54	40 bis 45	bewirkt ganz allgemein nur sehr schwache Erhöhung der Werte für σ_B, σ_S/σ_B und sehr schwache Erniedrigung von δ_{10}, während ψ nicht wesentlich verändert wird.
Streckgrenzenverhältnis σ_S/σ_B	38 bis 35	30 bis 33	etwa 49	60 bis 79	29 bis 42	
Dehnung δ_{10} in % . .	33 bis 35	30 bis 37	14 bis 17	13 bis 28	29 bis 40	
Kontraktion ψ in % .	35 bis 45	30 bis 44	18 bis 26	(17 bis 43)	27 bis 44	
Kerbzähigkeit a_k in kg/mm²	2 bis 3,5	2,5 bis 4	2,5 bis 3	1,4 bis 3	etwa 2	Die Härte wird deutlich erhöht.
Brinellhärte H_B	90 bis 100	76 bis 90	97 bis 105	122 bis 138	etwa 80	

III. Teil (Anhang).

Kurze Angaben über Durchführung der Festigkeitsversuche, Spannungsmessungen usw.

1. Zugversuche.

Die Zugversuche wurden bei den Materialien B, C, D, E an abgedrehten Stäben von 10 mm Schaftdurchmesser mit Gewindeköpfen nach Abb. 71, bei Material A an den angelieferten Stangen sowohl ohne Bearbeitung als auch nach dem Abdrehen auf die vorstehend angegebene Stabform, an den ausgeglühten Stangen ebenfalls mit abgedrehten Stäben sowie an Flachstäben aus Rand und Kern der Stange ausgeführt. Für die Versuche wurde die 50-t-Maschine, Bauart Martens, mit Hebelwaage benutzt. Bei stufenweiser Laststeigerung wurden mit Martensschen Spiegelapparaten in $^1/_{100\,000}$ cm die gesamten und bleibenden Formänderungen bestimmt. Aus der danach aufgetragenen Spannungs-Dehnungskurve wurde die Proportionalitätsgrenze als Ende des geradlinigen Verlaufes der Linie, die Streckgrenze bei 0,2% bleibender Dehnung entnommen. Der Elastizitätsmodul wurde aus den Dehnungen an der P-Grenze berechnet. Die erhöhten Versuchstemperaturen von 100 bis 500° wurden erhalten, indem die Probestäbe während des Versuchs in der Maschine in einem geeigneten Flüssigkeitsbade erwärmt wurden.

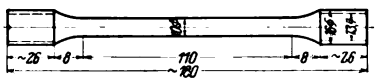


Abb. 71. Zugprobe.

2. Druckversuch.

Für die Druckversuche wurden Normalzylinder (Durchmesser gleich Höhe) verwendet, zum Teil in den Abmessungen des Stangenmaterials, zum Teil an abgedrehten Proben. Die Zusammendrückung wurde bei stufenweiser Belastung mit Rollenapparaten bzw. Zeiss-Uhren in $^1/_{5000}$ bzw. $^1/_{20000}$ cm gemessen. Die Belastung erfolgte in einer besonderen Vorrichtung zwischen zentrisch geführten Stempeln auf der 50-t-Universalmaschine, Bauart Pohlmeyer. Die beobachteten Zusammendrückungen wurden als Abhängige der Druckspannungen graphisch aufgetragen und hieraus wie beim Zugversuch die Proportionalitäts- und die Quetschgrenze ermittelt.

3. Kugeldruckversuche.

Die Kugeldruckversuche wurden ausgeführt auf einer 3-t-Kugeldruckpresse mit Hebelwaage unter einer Belastung $P = 62{,}5$ kg und einer Kugel von 2,5 mm ⌀ bei einer Belastungszeit von 30 Sek. Die Kugeleindrücke wurden über die Stangenquerschnitte so verteilt, daß je einer am Rande und in der Mitte und zwei weitere Eindrücke zwischen diesen lagen. Für die Berechnung der Härtezahl wurde nach den D.-I.-Normen die Kalottenfläche des Eindruckes aus dem gemessenen Durchmesser ermittelt.

4. Schlagversuch.

Für Schlagversuche waren Normalzylinder (Durchmesser gleich der Höhe) vorgesehen, die auf einem Normalfallwerk geschlagen wurden. Bärgewicht und Fallhöhe wurden so bemessen, daß die spezifische Schlagarbeit bei jedem Schlage 5 mkg/cm³, bezogen auf das Anfangsvolumen des Probezylinders, betrug. Die Stauchung wurde in Prozenten der ursprünglichen Höhe nach jedem Schlage gegen die Ursprungshöhe mit Mikrometerschraube gemessen. Ermittelt wurde aus der Summe der Schläge die spezifische Brucharbeit in mkg/cm³; bei drei Proben, die nicht zum Bruch gingen, wurde die spezifische Arbeit für eine Stauchung von 50% bestimmt.

5. Verdrehungsversuche.

Verdrehungsversuche werden vorgenommen an abgedrehten Rundstäben nach Abb. 72 auf einer Torsionsmaschine von 60 mkg Maximalmoment unter Messung der Verdrehung mit zwei im Abstande $l = 10$ cm am Stabe befestigten Spiegeln nach der Gaußschen Ablesungsmethode. Die Verdrehungswinkel wurden aus den Verdrehungen berechnet und in Abhängigkeit vom Drehmoment als Kurve aufgetragen. Aus der Kurve wurde die P-Grenze, aus ihr sowie der dazugehörigen Verdrehung der Gleitmodul und aus dem Drehmoment beim Bruch die Drehfestigkeit berechnet; der Bruch erfolgte meistens erst nach einigen Umdrehungen.

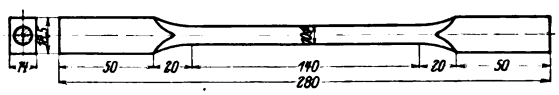


Abb. 72. Torsionsstab.

6. Scherversuche.

Zu Scherversuchen wurden abgedrehte Zylinder von 15 mm ⌀ verwendet, die in einer zweischnittigen Scher-

Digitized by Google

vorrichtung geprüft wurden. Aus der ermittelten Bruchlast wurde die Scherfestigkeit berechnet.

7. Kerbschlagversuche.

Für die Kerbschlagversuche nach Charpy wurde ein 10 mkg/Pendelschlagwerk, Bauart Schopper in Leipzig,

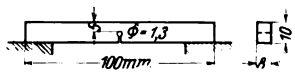


Abb. 73. Kerbschlagprobe.

verwandt. Die Kerbschlagproben hatten die in Abb. 73 angegebenen Abmessungen.

8. Wechselschlagversuch.

Die Versuche wurden mit dem Kruppschen Wechselschlagwerk ausgeführt (s. Abb. 74). Die Abmessungen

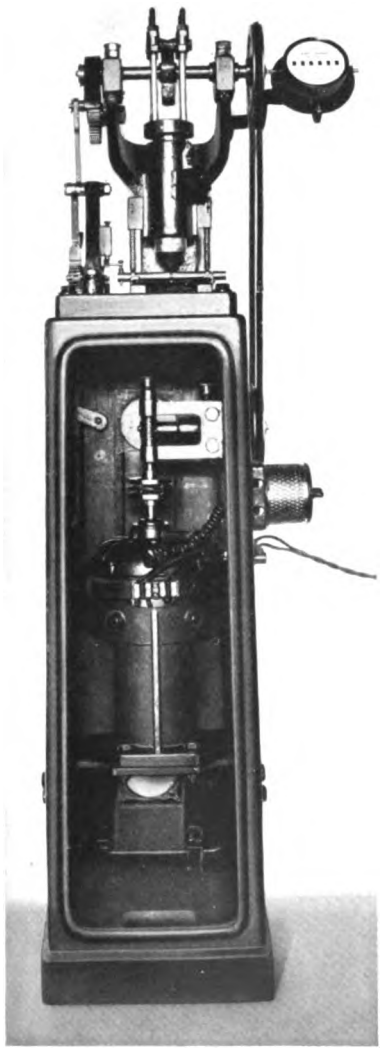


Abb. 74. Wechselschlagwerk (Krupp).

der Probestäbe sind aus Abb. 75 ersichtlich. Das Bärgewicht betrug 3,142 kg, die Fallhöhe 2 mm, die Schlagarbeit somit 94,26 mm/kg.

Die Schläge erfolgten abwechselnd auf die Seite s_1 und s_2 (s. Abb. 75) der Probestäbe.

9. Nachweis von Reckspannungen durch Ätzung mit Quecksilbersalzlösung.

Taucht man einen kaltgereckten Messinggegenstand (Stange oder Rohr) in die Lösung eines Quecksilbersalzes, so tritt, je nach dem Reckgrad nach längerer oder kürzerer Zeit Aufreißen ein. Gut bewährt hat sich folgende Lösung:

10 g Quecksilberoxydulnitrat,
10 cm³ verdünnte Salpetersäure,
1000 cm³ Wasser.

Bei sehr starker Kaltreckung reißen die Gegenstände meist unmittelbar nach dem Eintauchen auf. Je geringer der Reckgrad, um so längere Zeit dauert es, bis Aufreißen eintritt. Zeigt der Gegenstand selbst nach 24stündigem Verweilen in der Quecksilbersalzlösung keine Risse, so ist der Reckgrad so gering, daß auch ein Aufreißen im Betriebe (z. B. bei Kondensatorrohren) infolge von Spannungen nicht mehr anzunehmen ist.

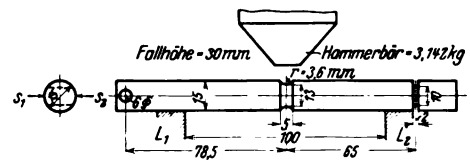


Abb. 75. Wechselschlagprobe.

10. Verfahren zur Messung der Größenordnung von Reckspannungen[1].

An einem Abschnitt von etwa 20 cm Länge werden nach Abb. 76 bei a, a' und b, b' auf vorher glatt gehobelten und geschliffenen Flächen Linienkreuze eingeritzt und die Abstände a—b und a'—b' mittels eines Komparators gemessen. Nunmehr wird über die Länge l (etwa 17 cm) schichtenweise (1., 2., 3. usw. Schicht in Abb. 76) Material abgedreht, wobei nach jeder Ab-

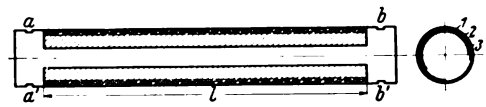


Abb. 76. Stabform für Spannungsmessungen.

drehung die Abstände a—b und a'—b' (somit die Längenänderungen von l) wieder gemessen werden.

Der Querschnitt der abgedrehten Schicht 1 werde mit f_1' und der des übriggebliebenen Stabteiles mit f_1'' bezeichnet, die Eigenspannung, die in dem Teil 1 im ursprünglichen, nicht abgedrehten Stab vorhanden war, mit σ_1, die Eigenspannung im Teil 2 (wieder im ursprünglichen Zustand) mit σ_2 (wobei ein positiver Wert von σ Zug-, ein negativer Druckspannung bedeutet), ferner mit l_1 die Länge l nach dem Abdrehen des Teiles 1. Ist l_1 größer als l, so hat sich der Stab nach dem Abdrehen ausgedehnt; es muß dann Teil 1 im nichtabgedrehten Stab unter Zug, der übrige Stabteil unter Druck gestanden haben.

Durch das Abdrehen ist in dem System die Kraft $f_1\sigma_1$ weggefallen, die bewirkte, daß sich der Stabteil mit dem

[1] E. Heyn und O. Bauer: „Über Spannungen in kaltgereckten Metallen". Int. Z. Metallographie Bd. 1, H. 1, S. 16. 1911.

Digitized by Google

Querschnitt f_1'' um den Betrag $l_1 - l$ elastisch verkürzt hatte. Dieser Verkürzung entspricht die Spannung

$$\sigma = E \cdot \frac{l - l_1}{l},$$

worin E der Elastizitätsmodul des Stabmaterials ist.

Die Gleichgewichtsbedingung erfordert, daß

$$f_1' \sigma_1 + f_1'' \sigma = 0,$$

mithin

$$f_1' \sigma_1 + f_1'' E \frac{l - l_1}{l} = 0,$$

und daraus

$$\sigma_1 = E \frac{f_1''}{f_1'} \cdot \frac{l_1 - l}{l}. \qquad (1)$$

σ_1 bedeutet Zugspannung, wenn l_1 größer als l, und Druckspannung, wenn l_1 kleiner als l ist. Alsdann wird eine zweite Schicht 2 von dem Querschnitt f_2' abgedreht, so daß der Querschnitt des nun übrigbleibenden Stabteiles f_2'' ist. Die Länge l nimmt jetzt die Länge l_2 an. Im ursprünglichen, nichtabgedrehten Stabe habe geherrscht: über dem Querschnitt f_2' die Spannung σ_2, über den Querschnitt f_2'' die mittlere Spannung σ. Es ist dann

$$\sigma = E \frac{l - l_2}{l}$$

und die Gleichgewichtsbedingung ergibt:

$$f_1' \sigma_1 + f_2' \sigma_2 + f_2'' \sigma = 0,$$

$$f_1' \sigma_1 + f_2' \sigma_2 + f_2'' E \frac{l - l_2}{l} = 0.$$

Setzt man für σ_1 den Wert aus Gleichung (1) ein, so findet man:

$$\sigma_2 = \frac{E}{l} \cdot \frac{f_2''(l_2 - l) - f_1''(l_1 - l)}{f_2'}. \qquad (2)$$

Ist nach dem Abdrehen der dritten Schicht 3 vom Querschnitt f_3' die Länge des übrigbleibenden Stabteiles l_3, sein Querschnitt f_3'' und die im nichtabgedrehten Stabe herrschende mittlere Spannung σ, so gilt:

$$f_1' \sigma_1 + f_2' \sigma_2 + f_3' \sigma_3 + f_3'' \sigma = 0,$$

$$\sigma = \frac{E}{l}(l - l_3)$$

und nach dem Einsetzen der Werte für σ_1 und σ_2 aus den Gleichungen (1) und (2):

$$\sigma_3 = \frac{E}{l} \cdot \frac{f_3''(l_3 - l) - f_2''(l_2 - l)}{f_3'}. \qquad (3)$$

Ist allgemein der Querschnitt der $n$ten abgedrehten Schicht f_n', derjenige des nach Abdrehen der $n$ten Schicht übrigbleibenden Stabteiles f_n'', die Länge dieses Teiles l_n, so erhält man die mittlere Spannung σ_n, die im ursprünglichen Stabe in der $n$ten Schicht mit dem Querschnitt f_n' geherrscht hat, wie folgt:

$$\sigma_n = \frac{E}{l} \cdot f_n''(l_n - l) - f_{n-1}''(l_{n-1} - l). \qquad (4)$$

Die Spannung σ in dem nach der letzten Abdrehung übrigbleibenden Teile war dann im nichtabgedrehten Stab:

$$\sigma = \frac{E}{l} \cdot (l - l_n). \qquad (5)$$

Alle Spannungen sind Zugspannungen, wenn ihre Werte positiv, und Druckspannungen, wenn ihre Werte negativ sind.

Zu bemerken ist, daß die nach obigem Verfahren ermittelten Spannungen immer nur die mittleren Spannungen in den einzelnen Schichten angeben. Die Spannung braucht jedoch nicht gleichmäßig über den jeweils abgedrehten Querschnitt verteilt zu sein. Je dünner man die einzelnen Schichten abdreht, um so genauer wird man die tatsächliche Spannungsverteilung ermitteln können. Die nach obigem Verfahren ermittelten Spannungen sind in den Abb. 5, 6, 20, 21, 28, 29, 45 bis 48 wie folgt graphisch aufgetragen.

Als Ordinaten sind die Spannungen σ_n gewählt, wobei die Zugspannungen durch Punkte oberhalb der Nullinie, die Druckspannungen durch Punkte unterhalb der Nullinie dargestellt sind. Als Abszissen sind die Hälften der Querschnitte f_n'' aufgetragen. Die Abszisse Null entspricht somit der Stabmitte und die am meisten von der Mitte abgelegenen Punkte des Schaubildes entsprechen dem vollen Stabquerschnitt. Bei dieser Darstellung ist die Kontrolle der Berechnung auf ihre Richtigkeit sehr einfach. Nach der Gleichgewichtsbedingung muß nämlich die Summe aller $f_n' \sigma_n$ gleich Null sein, das heißt, die in den Abb. 5, 6 usw. schraffierte Fläche oberhalb der Nullinie muß gleich der schraffierten Fläche unterhalb dieser Nullinie sein.

Das Verfahren zur rechnerischen Ermittlung der Größenordnung der Spannungen ist inzwischen von Sachs[1] auch für radiale und tangentiale Spannungen ausgebaut und die erforderlichen Gleichungen entwickelt worden; und zwar nicht nur für die Entfernung endlicher Schichten, sondern für stetige Abtragung. Dies hat den Vorteil, daß die Meßfehler sich beseitigen lassen, in dem die einzelnen Meßpunkte durch eine Ausgleichskurve ersetzt werden.

[1] G. Sachs: Der Nachweis innerer Spannungen in Stangen und Rohren. Z. Metallkunde Bd. 19, S. 352. 1927 — Innere Spannungen in Metallen. Z. V. d. I. Bd. 71, S. 1511/16 1927.

Druck der Spamerschen Buchdruckerei in Leipzig.

Digitized by Google

TA
3
.P973
M7

Mitteilungen der deutschen Materialprüfungsanstalten

Sonderheft IX:

Arbeiten aus dem **Kaiser Wilhelm-Institut für Metallforschung** und dem **Staatlichen Materialprüfungsamt** zu Berlin-Dahlem

Inhalt

Bauer, O., und **M. Hansen.** Der Einfluß von dritten Metallen auf die Konstitution der Messinglegierungen. I. Der Einfluß von Blei. (Ein Beitrag zur Kenntnis des ternären Systems Kupfer — Zink — Blei.)

Bauer, O., v. Göler und **G. Sachs.** Untersuchungen an Kupfer und Messing.

Schmid, E., und **G. Wassermann.** Versuche zum Duraluminproblem.

Hansen, M. Die Alterungshärtung der aluminiumreichen Silber-Aluminiumlegierungen.

Bauer, O., und **K. Sipp.** Der Einfluß von Kohlenstoff, Mangan und Silizium auf das Wachsen des Gußeisens.

Bauer, O. und **H. Sieglerschmidt.** Der Einfluß kleiner Zusätze von Kupfer und Nickel auf die Wärmeausdehnung und auf das Wachsen des Gußeisens.

Schmid, E. Anordnung der Kristallite in Vielkristallen (Texturen).

Karnop, R., und **G. Sachs.** Versuche über die Rekristallisation von Metallen. II.

Kuntze, W., und **G. Sachs.** Zur Kenntnis der Streckgrenze von Stahl.

Laute, K., und **G. Sachs.** Was ist Ermüdung?

Eisenschitz, R., B. Rabinowitsch und **K. Weissenberg.** Zur Analyse des Formänderungswiderstandes.

Sachs, G. Zur Ableitung einer Fließbedingung.

Schmid, E. Festigkeit und Plastizität von Metallkristallen.

Boas, W., und **E. Schmid.** Über die Dehnung von Kadmiumkristallen.

Karnop, R., und **G. Sachs.** Das Fließen von Metallkristallen bei Torsion.

Karnop, R., und **G. Sachs.** Festigkeitseigenschaften von Kristallen einer veredelbaren Aluminiumlegierung.

Göler, v., und **G. Sachs.** Untersuchungen an Kristallen von β-Messing.

Masima, M., und **G. Sachs.** Mechanische Eigenschaften von Messingkristallen.

Masima, M., und **G. Sachs.** Leitfähigkeit und Kaltverformung.

Masima, M., und **G. Sachs.** Dichte und Kaltverformung.

Mit 371 Abbildungen

Berlin
Verlag von Julius Springer
1929

Mitt. dtsch. Mat.prüfgsanst.

Preis RM 22.50

Digitized by Google

Digitized by Google

Mitteilungen der deutschen Materialprüfungsanstalten

Sonderheft IX:
Arbeiten aus dem **Kaiser Wilhelm-Institut für Metallforschung** und dem **Staatlichen Materialprüfungsamt** zu Berlin-Dahlem

Inhalt

Seite

Bauer, O., und **M. Hansen.** Der Einfluß von dritten Metallen auf die Konstitution der Messinglegierungen. I. Der Einfluß von Blei. (Ein Beitrag zur Kenntnis des ternären Systems Kupfer — Zink — Blei) 3
Bauer, O., v. Göler und **G. Sachs.** Untersuchungen an Kupfer und Messing. 22
Schmid, E., und **G. Wassermann.** Versuche zum Duraluminproblem 29
Hansen, M. Die Alterungshärtung der aluminiumreichen Silber-Aluminiumlegierungen . . 37
Bauer, O., und **K. Sipp.** Der Einfluß von Kohlenstoff, Mangan und Silizium auf das Wachsen des Gußeisens. 40
Bauer, O., und **H. Sieglerschmidt.** Der Einfluß kleiner Zusätze von Kupfer und Nickel auf die Wärmeausdehnung und auf das Wachsen des Gußeisens. 63
Schmid, E. Anordnung der Kristallite in Vielkristallen (Texturen) 69
Karnop, R., und **G. Sachs.** Versuche über die Rekristallisation von Metallen. II. 77
Kuntze, W., und **G. Sachs.** Zur Kenntnis der Streckgrenze von Stahl 82
Laute, K., und **G. Sachs.** Was ist Ermüdung? 89
Eisenschitz, R., B. Rabinowitsch und **K. Weissenberg.** Zur Analyse des Formveränderungswiderstandes 91
Sachs, G. Zur Ableitung einer Fließbedingung 94
Schmid, E. Festigkeit und Plastizität von Metallkristallen 97
Boas, W., und **E. Schmid.** Über die Dehnung von Kadmiumkristallen. 103
Karnop, R., und **G. Sachs.** Das Fließen von Metallkristallen bei Torsion 116
Karnop, R. und **G. Sachs.** Fertigkeitseigenschaften von Kristallen einer veredelbaren Aluminiumlegierung 122
Göler, v., und **G. Sachs.** Untersuchungen an Kristallen von β-Messing 129
Masima, M., und **G. Sachs.** Mechanische Eigenschaften von Messingkristallen 133
Masima, M., und **G. Sachs.** Leitfähigkeit und Kaltverformung 143
Masima, M., und **G. Sachs.** Dichte und Kaltverformung 146

Mit 371 Abbildungen

Berlin
Verlag von Julius Springer
1929

Digitized by Google

Digitized by Google

Der Einfluß von dritten Metallen auf die Konstitution der Messinglegierungen[1].

Von **O. Bauer** und **M. Hansen**[2].

Einleitung.

Die Kenntnis des Einflusses von dritten Metallen (Blei, Zinn, Aluminium, Nickel, Eisen, Mangan u. a.) auf die Eigenschaften der Messinglegierungen ist von großer technischer Bedeutung, und zwar hinsichtlich des Auftretens dieser Metalle als Verunreinigungen, wie auch hinsichtlich ihres, die Güte des Messings verbessernden Einflusses in Form von absichtlichen Zusätzen.

Während die Ansichten über den Einfluß geringer Gehalte von Fremdmetallen (Verunreinigungen) auf die Eigenschaften der Messinglegierungen noch weit auseinandergehen[3], hat der absichtliche Zusatz von einem oder — in den meisten Fällen — mehreren Metallen zur Entwicklung einer großen Anzahl hochwertiger Legierungen geführt, die als Sondermessinge bekannt sind und sich vor den reinen Kupfer-Zink-Legierungen durch bessere mechanische und technische Eigenschaften auszeichnen. Geeignete Zusätze[4] zum Messing — insbesondere zu den Legierungen des ($\alpha + \beta$)-Gebietes (mit 61 bis 54,3% Cu) — erhöhen die Elastizitätsgrenze, Zugfestigkeit (besonders die Warmfestigkeit), Härte und Korrosionsbeständigkeit und verbessern die Walz- und Schmiedbarkeit dieser Legierungen.

Die notwendige Grundlage und Voraussetzung für die planmäßige Erforschung der Wirkung von Zusatzmetallen auf die Eigenschaften der Zink-Kupfer-Legierungen, wie auch für die sachgemäße Verarbeitung und ersprießliche Weiterentwicklung der Sondermessinge bildet die Kenntnis des Aufbaus dieser Legierungen. Bevor man aber an die Aufklärung der Konstitution der — meistens empirisch entwickelten — technischen Sondermessinge, die in der Regel zwei oder mehr Zusatzmetalle (Fe, Mn, Al, Ni) enthalten, herantreten kann, ist es nötig, zunächst den Einfluß eines Metalles kennenzulernen.

Über den Aufbau der in Frage stehenden ternären Legierungen existieren zwar bereits eine Anzahl Arbeiten[1], doch beschränken sich diese Untersuchungen durchweg auf die Beantwortung einzelner Fragen (Erstarrungstemperaturen, Aufbau bei Raumtemperatur u. a.). An einer eingehenden Erforschung der Gleichgewichtsverhältnisse bei verschiedenen Temperaturen (Bestimmung der Phasenumwandlungen zwischen Kristallen und Schmelzen während und nach der Erstarrung, sowie der Temperaturabhängigkeit der Löslichkeit der Zusatzmetalle in den α- und β-Kristallarten der reinen Zink-Kupfer-Legierungen, Feststellung der Natur der „besonderen" Kristallarten u. a.) hat es bisher gefehlt[2].

Die vorliegenden Untersuchungen haben das Ziel, diesem Mangel durch Ausarbeitung der ternären Systeme in dem für die technische Verwendung in Betracht kommenden Bereich abzuhelfen.

Der Gleichwertigkeitskoeffizient.

Die systematische Untersuchung des Gefüges einiger ternärer Sondermessinge führte Guillet[3] zur Auffindung einer Beziehung, nach der sich der Ersatz des Zinks durch das betreffende Zusatzmetall regeln soll.

Durch Zusatz eines dritten Metalles zu den Zink-Kupfer-Legierungen wird das ($\alpha + \beta$-Zustandsgebiet (61 bis 54,3% Cu) — sofern sich das betreffende Metall in den α- und β-Kristallen löst und nicht die Bildung einer neuen Kristallart hervorruft — entweder zu kupferreicheren oder zinkreicheren Konzentrationen verschoben. Im ersten Fall wird also eine gewisse Menge Zink, im zweiten Fall eine bestimmte Menge Kupfer durch das Zusatzmetall ersetzt. Bezieht man das Gefüge der erhaltenen ternären Legierung auf das Gefüge der reinen ($\alpha + \beta$)-Legierungen, indem man die Mengenanteile der α- und β-Kristalle miteinander vergleicht, so kann man der ternären Legierung einen bestimmten

---

[1] Original: Z. Metallkunde Bd. 21, S. 145—151, 190—196. 1929.

[2] Mit der vorliegenden Arbeit beginnt eine Reihe von Veröffentlichungen von Untersuchungen über den Einfluß von Blei, Zinn, Aluminium, Nickel, Eisen, Mangan, Silizium u. a. auf die Konstitution der Kupfer-Zink-Legierungen.

[3] Vgl. Z. Metallkunde Bd. 13, S. 254—256, 491—495. 1921. Von der Deutschen Gesellschaft für Metallkunde (Ausschuß zur Untersuchung der Einwirkung von Verunreinigungen im Messing) sind in den Jahren 1921 bis 1928 im Rahmen einer Gemeinschaftsarbeit einer Anzahl deutscher Metallwerke Untersuchungen über den Einfluß von Aluminium, Eisen, Blei und Zinn auf die verschiedenen mechanischen Eigenschaften der Messinglegierungen durchgeführt (vgl. die Berichte in Z. Metallkunde Bd. 13, S. 254—256, 491 bis 495. 1921; Bd. 16, S. 119—120. 1924; Bd. 17, S. 143 bis 144. 1925). Die Veröffentlichung eines Teiles der Ergebnisse befindet sich in der Z. Metallkunde Bd. 21, S. 152—159. 1929.

[4] M. Keinert: Gewerbliche Metallkunde. Berlin 1926, Gebr. Borntraeger.

[1] Diese Arbeiten werden bei den einzelnen Systemen besprochen.

[2] Die erste Untersuchung in dieser Richtung ist die Arbeit von C. H. M. Jenkins: „The constitution and physical properties of some of the alloys of copper, zinc, and cadmium." J. Inst. Metals Bd. 38, S. 271—303. 1927.

[3] L. Guillet: Rev. Mét. Bd. 2, S. 97—116. 1905; Bd. 3, S. 243—288. 1906.

Digitized by Google

„scheinbaren" Kupfergehalt zuschreiben[1]. Zu der Gruppe der das Zink ersetzenden Zusatzmetalle gehören Aluminium und in sehr beschränktem Maße auch Zinn, während ein Nickelzusatz einen bestimmten Kupfergehalt ersetzen kann. Blei, Eisen, Magnesium und Silizium bilden schon bei sehr kleinen Gehalten neue Kristallarten.

Nach Guillet besitzt ein dem Messing zugesetztes Metall den Gleichwertigkeitskoeffizienten t, wenn 1 Teil des betreffenden Metalles t Teile Zink ersetzen muß, damit die ternäre Legierung dasselbe Gefüge hat wie die binäre[2]. Bezeichnet man mit A% den wirklichen, mit A'% den scheinbaren Kupfergehalt der Legierung, mit q% die Menge des zugesetzten Metalles und mit t seinen Gleichwertigkeitskoeffizienten, so gelten nach Guillet folgende Beziehungen, auf deren Ableitung hier verzichtet sei:

$$1.\quad q = 100\,\frac{(A - A')}{A'(t-1)}.$$

$$2.\quad t = 1 + 100\,\frac{(A - A')}{A' \cdot q}.$$

$$3.\quad A' = \frac{100\,A}{100 + q(t-1)}.$$

Guillet bestimmte die Gleichwertigkeitskoeffizienten der folgenden Metalle: Mangan = 0,5, Eisen = 0,9, Blei = 1, Zinn = 2, Magnesium = 2, Aluminium = 6, Silizium = 10 und Nickel = —0,9 bis —1,5.

Wenn auch nicht zu verkennen ist, daß der Guillet-sche Gleichwertigkeitskoeffizient verbreitete Anwendung gefunden hat und bis heute die einzige Handhabe für die Auffindung der mutmaßlichen Struktur — und damit auch in gewissem Sinne der Eigenschaften — der ternären Sondermessinge gewesen ist, so haften dieser Methode doch sehr starke Mängel an, da das ihr zugrunde liegende Prinzip in dieser Form sicher keine Gültigkeit haben kann: Die Konstitution der ternären Systeme und insbesondere der dem Gleichwertigkeitskoeffizienten zugrunde liegende Verlauf der Löslichkeitsisothermen ist nicht so einfach, als daß den α- und β-Kristallarten gleiche und über ein größeres Konzentrationsgebiet konstante Gleichwertigkeitskoeffizienten zuzuschreiben wären. In den Fällen (z. B. bei Zusätzen von Blei, Eisen, Magnesium, Silizium und auch Zinn und Mangan), in denen sich nach dem Überschreiten der Löslichkeitsgrenzen schon bei verhältnismäßig kleinen Gehalten des Zusatzmetalles neue Kristallarten bilden, ist die Annahme eines Gleichwertigkeitskoeffizienten von vornherein hinfällig. Überdies hat Guillet die Gleichwertigkeitskoeffizienten durch Vergleich des mikroskopischen Gefüges von gegossenen Legierungen ermittelt, die sich sicher nicht im Gleichgewicht befunden haben[1].

Zusammenfassend ist zu sagen, daß die Annahme der von Guillet angegebenen Gleichwertigkeitskoeffizienten schon mit unserer heutigen Kenntnis nicht mehr verträglich ist; an seine Stelle hat das Zustandsschaubild zu treten. Nur bei Kenntnis der Konstitution ist die Entwicklung von Sondermessingen auf eine wissenschaftliche Grundlage zu stellen[2].

I. Der Einfluß von Blei.

Ein Beitrag zur Kenntnis des ternären Systems Kupfer-Zink-Blei.

Einleitung.

In den technischen Messinglegierungen befinden sich fast immer geringe Bleigehalte, die durch Verwendung bleihaltigen Zinks in die Legierung gelangen. Der zulässige Höchstgehalt an Blei ist in den verschiedenen Messinglegierungen sehr verschieden: Bei etwa 70% Cu darf der Bleigehalt nur einige hundertstel Prozente, bei etwa 65% Cu etwa zehntel Prozente betragen, während Legierungen mit 60 bis 57% Cu bis etwa 3% Pb enthalten können[3]. Bleigehalte oberhalb 3% führen leicht zu starken Schädigungen der mechanischen Eigenschaften, weil Blei in Kupfer-Zink-Schmelzen nur beschränkt löslich ist und dadurch in erhöhtem Maße zur Seigerung neigt.

In den reinen α-Legierungen ist ein Bleigehalt bekanntlich deshalb außerordentlich unerwünscht, weil man bleihaltiges α-Messing nicht warm walzen oder anderweitig warm bearbeiten kann. Die Warmsprödigkeit dieser Legierungen wird mit sehr großer Wahrscheinlichkeit darauf zurückzuführen sein, daß das Blei praktisch ungelöst ist und als elementares Blei vorliegt. Bei Temperaturen oberhalb 327° wird daher das Blei als eine die α-Kristalle umhüllende Bleischmelze zu einer Vereinzelung der Körner und damit zur Sprödigkeit der Legierung führen[3]. Spielt die Möglichkeit einer Warmverarbeitbarkeit der α-Messinge keine Rolle und werden an die mechanischen Eigenschaften keine hohen Anforderungen gestellt, so setzt man diesen Legierungen gern

---

[1] So hat z. B. eine Legierung mit 69,58% Cu, 4,95% Al, Rest Zink dasselbe Gefüge wie eine Legierung mit 56% Cu und 44% Zn (nach Guillet). Der scheinbare Kupfergehalt der ternären Legierung ist also 56%.

[2] Ersetzt man z. B. 2% Zn einer Legierung mit 70% Cu und 30% Zn durch Aluminium, so hat die ternäre Legierung dasselbe Gefüge wie eine binäre Legierung von der Zusammensetzung von 70 Teilen Cu und $28 + (2 \cdot 6) = 40$ Teilen Zink, wobei 6 der Gleichwertigkeitskoeffizient des Aluminiums nach Guillet ist. Auf 100% zurückgeführt erhält man: $\frac{70 \cdot 100}{70 + 40} = 63{,}63$% Cu, Rest Zn. 63,63% Cu ist der „scheinbare" Kupfergehalt der ternären Legierung.

[3] Nach Z. Metallkunde Bd. 13, S. 256. 1921.

[1] Nach der von Genders, Reader und Foster (J. Inst. Metals Bd. 40, S. 206—208. 1928) auf Grund der Untersuchungen von geglühten Legierungen angegebenen α ($\alpha + \beta$)-Grenzkurve im Cu-Zn-Al-System wäre der Gleichwertigkeitskoeffizient des Aluminiums mit 7,0 bis 7,1, im Gegensatz zu 6 nach Guillet, anzunehmen.

[2] Auf weitere Ausführungen und auf eine Besprechung des von Robin (Bull. Soc. d'encour Bd. 112, S. 12—41. 1913) angegebenen „Austauschkoeffizienten" soll in diesem Zusammenhang verzichtet werden. Bei den einzelnen ternären Systemen wird gezeigt werden, ob die gewonnenen Ergebnisse mit dem Gleichwertigkeitskoeffizienten für das betreffende Zusatzmetall in Einklang stehen oder nicht.

[3] Ähnlich verhält sich Wismut in Kupfer.

Digitized by Google

einen Bleigehalt von 0,5 bis etwa 2% zu, um die Fluidität der geschmolzenen Legierungen zu erhöhen und dichtere Abgüsse zu erzielen. Außerdem wird die Schnittbearbeitbarkeit verbessert.

Bei den ($\alpha + \beta$)-Messinglegierungen spielt die Gefahr einer Warmsprödigkeit durch Gegenwart flüssiger Bleiteile in der Legierung keine so große Rolle. Man macht im Gegenteil häufig absichtlich Zusätze von Blei zu diesen Legierungen. Die in Deutschland genormte Legierung mit 58% Cu, 2% Pb, Rest Zn (Schraubenmessing) zeichnet sich durch eine gute Schnittbearbeitbarkeit aus. Sie wird bei Temperaturen oberhalb des Beginns der Entmischung der β-Mischkristalle verpreßt. Die genaue Lage dieser Entmischungstemperatur, die zugleich die Mindesttemperatur beim Warmpressen darstellt, d. h. der Einfluß von Bleizusätzen auf die Entmischungstemperatur der reinen Zn-Cu-Legierungen, ist bisher noch nicht bestimmt worden. Auf die Bedeutung dieser Frage wird weiter unten eingegangen.

Über den Grad der Löslichkeit des Bleis im Messing bei Raumtemperatur weiß man ebenfalls noch nichts Genaues. Die Angaben schwanken zwischen 0 und etwa 1% Pb. Auf die Bestimmung der Löslichkeit im α- und β-Mischkristall und einer etwaigen Änderung der Löslichkeit mit der Temperatur war also bei der Ausarbeitung der Konstitution der Pb-Zn-Cu-Legierungen besonderer Wert zu legen.

Die Untersuchung hatte sich zweckmäßigerweise über einen Bereich von 100 bis 52% Kupfer und 0 bis 2,5% Blei zu erstrecken.

Die vorliegende Mitteilung zerfällt in folgende Teile:

1. Die Zweistoffsysteme der drei Metalle.
   a) Zink-Kupfer.
   b) Blei-Kupfer.
   c) Blei-Zink.
2. Frühere Untersuchungen über das Dreistoffsystem.
3. Eigene Untersuchungen.
   a) Experimentelles.
   b) Thermische Untersuchung.
   c) Die Schnittdiagramme.
   d) Das mikroskopische Gefüge.
4. Zusammenfassung des experimentellen Teiles.

1. Die Zweistoffsysteme.

a) Kupfer-Zink.

Der Untersuchung des ausgearbeiteten Teiles des Dreistoffsystems Blei-Zink-Kupfer wurde das von uns[1] kürzlich auf Grund früherer und eigener Untersuchungen aufgestellte Gleichgewichtsschaubild zugrunde gelegt (Abb. 1). Wir verweisen daher auf diese Arbeit und auf die daselbst zu findenden Literaturangaben. Es sollen hier nur die nach Veröffentlichung unserer Arbeit erschienenen Arbeiten besprochen werden.

[1] O. Bauer und M. Hansen: Der Aufbau der Kupfer-Zink-Legierungen; eine Monographie. Berlin 1927, J. Springer. Desgl. als Sonderheft IV der Mitteilungen aus dem Materialprüfungsamt und dem Kaiser Wilhelm-Institut für Metallforschung zu Berlin-Dahlem erschienen; s. a. Z. Metallkunde Bd. 19, S. 423—434. 1927.

Die von uns[1] bereits angeführten Ergebnisse der Röntgenuntersuchung von v. Göler und G. Sachs an β-Messing-Einkristallen nach dem Laue-Verfahren bei Temperaturen unterhalb und oberhalb der Umwandlungstemperatur, wonach die β-Umwandlung mit einer sichtbaren Veränderung des Raumgitters nicht verknüpft ist, ist inzwischen veröffentlicht worden[2].

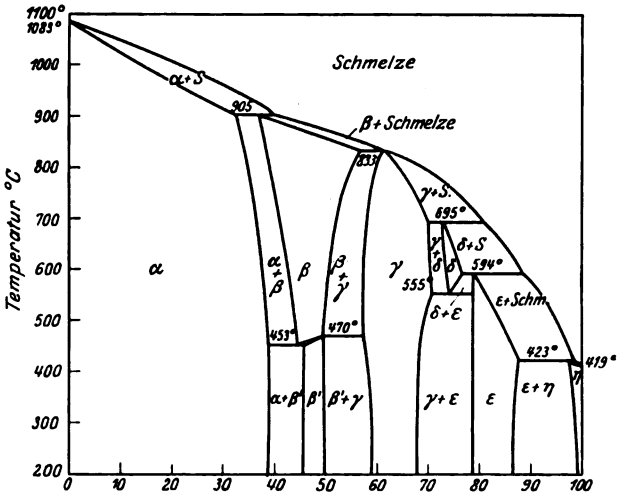


Abb. 1. Zustandsschaubild des Systems Kupfer-Zink.

Zu demselben Ergebnis gelangten auch A. Phillips und L. W. Thelin[3]. Diese Forscher haben an reinen β-Messinglegierungen mit 50,4, 51,1 und 51,2% Cu bei Raumtemperatur und 520° Röntgenaufnahmen gemacht, die keinerlei Unterschiede zeigen, die auf eine Gitteränderung bei 460—470° schließen lassen. Sie bestätigten das kubisch-raumzentrierte Gitter und bestimmten die Gitterparameter der genannten Legierungen bei Raumtemperatur zu 2,974 bzw. 2,956 und 2,958 Å. Der Parameter der 51,1proz. Legierung bei 520° wurde zu 3,007 Å gefunden, was, verglichen mit dem Wert für gewöhnliche Temperatur, einer Längenänderung von 1,72% entsprechen würde. Die Verfasser nehmen daher an, daß die Umwandlung auf eine Energieänderung in einer der beiden Atomarten zurückzuführen ist.

Diese schon von T. Matsuda[4] und H. Imai[5] vertretene Auffassung[6] ist neuerdings von C. H. Johansson[7] dahin präzisiert worden, daß es sich um Drehschwingungen (Wärmeschwingungen) der (nichtsphärischen) Zinkatome, um Trägheitsachsen senkrecht zu den Symmetrieachsen handeln kann. Bei tiefen Temperaturen sind die einzelnen Atome durch die herrschenden Gitterkräfte in eine bestimmte günstige Richtung eingestellt. „Mit steigender Temperatur steigt die mittlere

[1] O. Bauer und M. Hansen: A. a. O., S. 61.

[2] Frhr. v. Göler und G. Sachs: Naturwiss. Bd. 16, S. 412—416. 1928.

[3] A. Phillips und L. W. Thelin: J. Frankl. Inst. Bd. 204, S. 359—368. 1927.

[4] T. Matsuda: Sci. Rep. Tôhoku. Imp. Univ. Bd. 11, S. 223—268. 1922.

[5] H. Imai: Sci. Rep. Tôhoku. Imp. Univ. Bd. 11, S. 313 bis 332. 1922.

[6] O. Bauer und M. Hansen: A. a. O., S. 49—54.

[7] C. H. Johansson: Ann. d. Physik [IV] Bd. 84, S. 967 bis 1008. 1928.

Digitized by Google

Schwingungsamplitude und oberhalb der kritischen Temperatur ist das Gitter derart gestört, daß keine Kräfte innerhalb des Gitters vorhanden sind, die das einzelne Atom in eine bestimmte Richtung einstellen können. Die Richtungsverteilung der Atomachsen des Zinks ist daher bei Temperaturen oberhalb des kritischen Punktes statistisch ungeordnet." Die Umwandlung im β-Mischkristall besteht danach in einem stetigen Übergang eines Gitters, in dem die Zinkatome längs der Gitterachsen gerichtet sind, in ein Gitter mit statistisch ungeordneten Richtungen der Atomachsen.

Durch diese Theorie finden, wie Johansson zeigen konnte, alle experimentellen Beobachtungen über die anormale Änderung des Wärmeinhalts, der thermischen Ausdehnung, des elektrischen Widerstandes und der eigenartigen, von K. Overbeck[1] gefundenen magnetischen Eigenschaften des β-Messings eine befriedigende und zwanglose Erklärung.

Da nach Johansson weiterhin die Eigenschaftsänderungen der ferromagnetischen Metalle während der Abmagnetisierung mit der Annahme von Drehschwingungen vereinbar sind, so besteht in der Tat die auch schon früher vermutete[2] weitgehende Analogie der Umwandlung im β-Messing mit der magnetischen Umwandlung des Eisens, Kobalts und Nickels.

Die Johanssonsche Arbeit dürfte die Untersuchungen über die Umwandlung des β-Messings zu einem gewissen Abschluß gebracht haben[3].

Es muß hier noch auf eine Veröffentlichung von P. Saldau und I. Schmidt[4] hingewiesen werden, in der die Verfasser die Ergebnisse ihrer bisher nur durch einen Diskussionsbeitrag[5] bekannt gewordenen metallographischen Untersuchungen über den Verlauf der Grenzkurven im Gebiet der β'-Kristallart mitteilen.

In einem Anhang zu dieser Arbeit kritisiert Saldau die von uns[6] zur Festlegung der β' ($\beta' + \gamma$)-Grenze unterhalb 470° verwendete Methode des Wiederanlassens nach vorherigem Abschrecken bei hohen Temperaturen. Saldau hält diese Methode hier für unanwendbar, da die β-Kristallart sich zuerst unter Ausscheidung von γ-Kristallen teilweise zersetzen müsse, und erst bei tieferen Temperaturen, nach der Umwandlung in β', Wiederlösung der γ-Kristallart erfolge.

Bei der Bestimmung der β' ($\beta' + \gamma$)-Grenzkurve nach der Methode der doppelten Wärmebehandlung gingen wir von der Annahme aus, daß die beim Abschrecken bei hohen Temperaturen (800° und höher) mikroskopisch homogen erhaltenen Legierungen des fraglichen Konzentrationsbereiches durch Anlassen auf Temperaturen unterhalb 470° — von tieferen Temperaturen kommend — unmittelbar dem für die betreffende Anlaßtemperatur geltenden Gleichgewichtszustand zustreben, d. h. also, daß Entmischung eintreten wird oder nicht, je nachdem, ob die Legierung bei dieser Temperatur im Gleichgewichtszustand heterogen oder homogen ist. Das Temperaturgebiet oberhalb 470°, in dem der β-Mischkristall unter Ausscheidung von γ-Kristallen entmischt wird, wird bei dieser Wärmebehandlung nur während der raschen Abschreckung durchschritten, eine mikroskopisch sichtbare Entmischung findet dabei jedoch nicht statt.

Nachdem nunmehr von Saldau und Schmidt mitgeteilt wird, daß ihre Proben auch nach der Wärmebehandlung analysiert wurden, erscheint es nicht unberechtigt, anzunehmen, daß die von uns angewendete Methode in diesem Falle nicht zum Gleichgewichtszustand führt. Das könnte nur darauf zurückzuführen sein, daß während des Abschreckens eine ultramikroskopische Entmischung eintritt, die beim nachfolgenden Anlassen zunächst vollständig wird und damit auch mikroskopisch zu erkennen ist. Erst durch längeres Glühen würde dann die Legierung in den Gleichgewichtszustand übergehen, d. h. es würde eine Wiederlösung der ausgeschiedenen γ-Kristalle eintreten.

Zur Entscheidung dieser Frage haben wir Versuche angesetzt, über deren Ergebnisse später berichtet werden wird.

Die sehr verwickelte Röntgenstruktur des γ-Messings[1] ist von Bradley und Thewlis[2] aufgeklärt worden. Die 52 Atome des Elementarwürfels sind auf vier Gruppen verteilt, in denen die Atome untereinander strukturell gleichwertig sind. Diese Gruppen umfassen die Zahlen 8, 8, 12 und 24. Aus den Photogrammen der dem γ-Messing analogen Ag-Zn- und Au-Zn-Kristallarten, in denen die beiden Atomarten sich in ihrem Streuungsvermögen viel mehr unterscheiden als die im periodischen System nebeneinander stehenden Elemente Cu und Zn, konnten Bradley und Thewlis schließen, daß 20 (= 8 + 12) Atome des Elementarwürfels aus Silber, Gold bzw. Kupfer bestehen, während die übrigen 32 (= 8 + 24) Atome Zinkatome sind. Die Formel der chemischen Verbindung, die der γ-Kristallart zugrunde liegt, ist daher Cu_5Zn_8[3]. Tatsächlich fällt eine Legierung dieser Zusammensetzung (mit 37,80 Gew.-% Cu) in das Gebiet der γ-Kristallart. Die Verbindung Cu_2Zn_3 existiert also nach dieser Untersuchung tatsächlich nicht[4].

b) Kupfer-Blei (Abb. 2).

C. T. Heycock und F. H. Neville[5] untersuchten den Einfluß geringer Kupferzusätze auf den Schmelzpunkt des Bleis (327°) und fanden einen eutektischen

[1] K. Overbeck: Ann. d. Physik Bd. 46, S. 677—697. 1915.

[2] O. Bauer und M. Hansen: A. a. O., S. 52f.

[3] Es bliebe jetzt noch durch Röntgenuntersuchungen bei höheren Temperaturen zu beweisen, daß die gleichartige Umwandlung in der β-Kristallart der Ag-Zn-Legierungen, deren Atomarten durch eine größere Differenz im Streuungsvermögen ausgezeichnet sind als die Cu- und Zn-Atome, nicht doch durch Verteilungsänderungen der Atome bedingt sind.

[4] P. Saldau und I. Schmidt: Z. anorg. Chem. Bd. 173, S. 273—286. 1928.

[5] O. Bauer und M. Hansen: A. a. O., S. 19f., 24, 27f., 58, 77, 115f.

[6] O. Bauer und M. Hansen: A. a. O., S. 113ff.

[1] O. Bauer und M. Hansen, A. a. O., S. 82.

[2] A. J. Bradley und J. Thewlis: Proc. Roy. Soc. London [A] Bd. 112, S. 678—692. 1926.

[3] Und nicht Cu_4Zn_9, wie Westgren und Phragmén fälschlich angenommen haben.

[4] O. Bauer und M. Hansen: A. a. O., S. 78.

[5] C. T. Heycock und F. H. Neville: J. Chem. Soc. Bd. 61, S. 906. 1892.

Digitized by Google

Punkt bei etwa 0,06% Cu und 326°. H. Gautier[1] bestimmte zuerst die vollständige Kurve des Beginns der Erstarrung und stellte dabei ein Minimum bei etwa 50% Cu und 930° und ein Maximum bei etwa 30% Cu und 970° fest. W. C. Roberts-Austen[2] und besonders Heycock und Neville[3] wiesen durch sehr sorgfältige Untersuchungen nach, daß sich Kupfer und Blei im flüssigen Zustande nicht in allen Verhältnissen mischen, und daß demnach die Liquidus-Kurve über ein weites Konzentrationsgebiet horizontal verläuft. Die Temperatur der Horizontalen und die Konzentrationen der bei dieser Temperatur an Kupfer bzw. Blei gesättigten Schmelzen wurde von Roberts-Austen zu 952° und 62 bzw. 23% Cu bestimmt; von Heycock und Neville sind die entsprechenden Daten zu 954° und 60 bzw. etwa 15% Cu ermittelt. Die von A. H. Hiorns[4] angegebene Kurve ist demgegenüber als ein Rückschritt zu bezeichnen, da er ausdrücklich hervorhebt, daß die Kurve zwischen 60 und 20% Cu nicht horizontal verläuft. Die eingehende Untersuchung von K. Friedrich und A. Leroux[5] und die mehr oberflächliche Nachprüfung von F. Giolitti und M. Marantonio[6] führte dagegen — wenigstens hinsichtlich der qualitativen Verhältnisse — zu einer völligen Bestätigung der älteren Ergebnisse. Diese Forscher fanden für die Grenzkonzentration der kupferreicheren der beiden flüssigen Schichten etwa 64 bzw. etwa 62% Cu, für diejenige der bleireicheren Schicht etwa 15 bzw. 13,5% Cu. Die zugehörigen Temperaturen liegen bei 953° bzw. 949°. Es muß jedoch bemerkt werden, daß die von Friedrich und Leroux auf Grund von Abkühlungskurven ermittelte Kurve ähnlich wie die von Hiorns schon bei ziemlich hohen Kupfergehalten stark nach der Bleiseite abfällt, was darauf zurückzuführen sein wird, daß kein Erstarrungsgleichgewicht herrschen konnte, da während des Erkaltens nicht gerührt wurde.

Der Verlauf der Entmischungs- oder Löslichkeitskurve im Gebiet der Schmelze wurde erstmalig von K. Friedrich und M. Waehlert[7] an einer Legierung mit 35% Cu bestimmt, indem die Zusammensetzung der beiden miteinander im Gleichgewicht befindlichen Schmelzen (nach kräftigem Rühren) für 954°, 975°, 1000° und 1025° festgestellt wurde. Danach mündet die Entmischungskurve für den Gleichgewichtszustand in die Liquiduskurve bei 54 und 19% Cu ein; das Maximum der Kurve liegt bei etwa 35,5% Cu und 1025° (Abb. 2). K. Bornemann und K. Wagenmann[8] versuchten die Ausdehnung des Existenzgebietes zweier Schmelzen durch Messungen des elektrischen Widerstandes bis herauf zu 1300° abzugrenzen. Der kritische Punkt wäre danach noch beträchlich oberhalb 1500° zu suchen (Abb. 2). Dieses Ergebnis steht mit dem von Friedrich und Waehlert gar nicht im Einklang, weil möglicherweise während der Messung bei fallender Temperatur kein Gleichgewicht geherrscht hat. Friedrich und Waehlert fanden nämlich, daß vollkommene Mischbarkeit im flüssigen Zustande bei unvollständigem „Gleichgewicht" (d. h. bei schwachem Rühren und kurzer Ruhezeit) erst wesentlich oberhalb 1025° auftritt. Gegen die Richtigkeit der Messungen von Friedrich und Waehlert spricht allerdings die von ihnen zu 54% Cu gefundene Konzentration der kupferreichen Schmelze, da dieser Wert von den thermisch gefundenen Werten erheblich abweicht. Bei Bornemann und

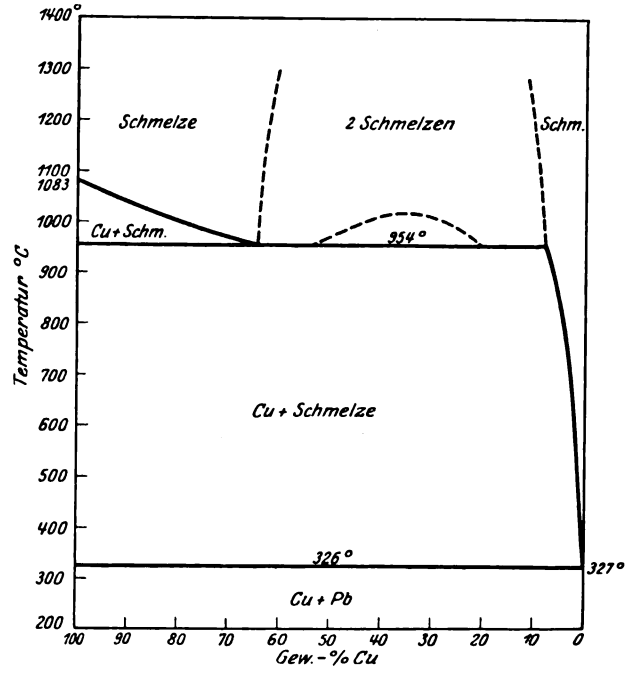


Abb. 2. Zustandsschaubild des Systems Kupfer-Blei.

Wagenmann treffen die beiden Äste der Entmischungskurven mit großer Genauigkeit bei denjenigen Konzentrationen auf die Horizontale von 954°, die nach dem Erstarrungsschaubild zu erwarten sind. Die Konzentration der bleireichen Schmelze wurden übrigens von Bornemann und Wagenmann durch Abkühlungskurven von großen Schmelzen (etwa 670 g), die während des Erkaltens kräftig gerührt wurden, und unter Berücksichtigung der Haltezeiten einwandfrei zu 7,35% Cu festgelegt. Bei allen früheren Arbeiten ist also der Kurvenabfall bei Kupfergehalten oberhalb 7,5% auf mangelndes Erstarrungsgleichgewicht zurückzuführen. B. Bogitsch[1] bestimmte den Verlauf der Entmischungskurve durch Abschrecken kleiner Flüssigkeitströpfchen von Temperaturen oberhalb und unterhalb der Kurve und fand den kritischen Punkt bei etwa 25% Cu und 970°; die Endpunkte liegen bei 65,5 und 13% Cu. Danach würde sich also das Existenzgebiet zweier Schmelzen schon 16° oberhalb der Horizontalen wieder schließen.

[1] H. Gautier: Bull. Soc. d'encour 1896, S. 1293—1318.
[2] W. C. Roberts-Austen: Proc. Inst. Mech. Eng. Bd. 63, S. 253—255. 1897; Engineering Bd. 63, S. 253—255. 1897.
[3] C. T. Heycock und F. H. Neville: Phil. Trans. Roy. Soc. [A] Bd. 189, S. 42—45, 60—62. 1897.
[4] A. H. Hiorns: J. Soc. Chem. Ind. Bd. 25, S. 618—619. 1906.
[5] K. Friedrich und A. Leroux: Metallurgie Bd. 4, S. 299—302. 1907.
[6] F. Giolitti und M. Marantonio: Gazz. chim. ital. Bd. 40 (I), S. 51—59. 1910.
[7] K. Friedrich und M. Waehlert: Metall u. Erz Bd. 10, S. 578—586. 1913.
[8] K. Bornemann und K. Wagenmann: Ferrum Bd. 11, S. 291—293, 309—310. 1913/14.

[1] B. Bogitsch: Comptes Rendus Bd. 161, S. 416—417. 1915.

Digitized by Google

Dieses Ergebnis erscheint sehr zweifelhaft, zumal die von Bogitsch angewandte Methode wohl kaum zur Bestimmung der Grenzen von Mischungslücken im flüssigen Zustand geeignet ist.

Nach sämtlichen Ergebnissen der thermischen Untersuchungen ist über die Konstitution der Cu-Pb-Legierungen zu sagen, daß im flüssigen Zustande eine Mischungslücke existiert, deren Ausdehnung bei 954° mit 62 bis 7,5% Cu anzunehmen ist. Ob der kritische Punkt schon bei 1025° (Friedrich und Waehlert) oder erst bedeutend oberhalb 1500° (Bornemann und Wagenmann) liegt, ist nach den genannten Arbeiten nicht einwandfrei zu entscheiden. Kupfer und Blei bilden keine Verbindungen miteinander. Das Eutektikum Cu-Pb fällt praktisch mit reinem Blei zusammen (siehe Abb. 2).

Die mikroskopische Prüfung der Legierungen, wie auch die Spannungsmessungen von N. Puschin[1], wonach über dem ganzen Konzentrationsgebiet die Spannung des reinen Bleis herrscht, stehen mit den thermischen Untersuchungen in vollkommener Übereinstimmung.

Über die Löslichkeit von Blei in festem Kupfer, die in diesem Zusammenhange besonders interessiert, liegen keine direkten Bestimmungen vor, doch ist nach den Leitfähigkeitsmessungen von L. Addicks[2] sowie N. B. Pilling und G. P. Halliwell[3] anzunehmen, daß sie noch unterhalb 0,05 bzw. 0,02% Pb liegt.

c) Zink-Blei (Abb. 3).

Das Zustandsschaubild der Zink-Blei-Legierungen weist ebenfalls eine große Mischungslücke im flüssigen

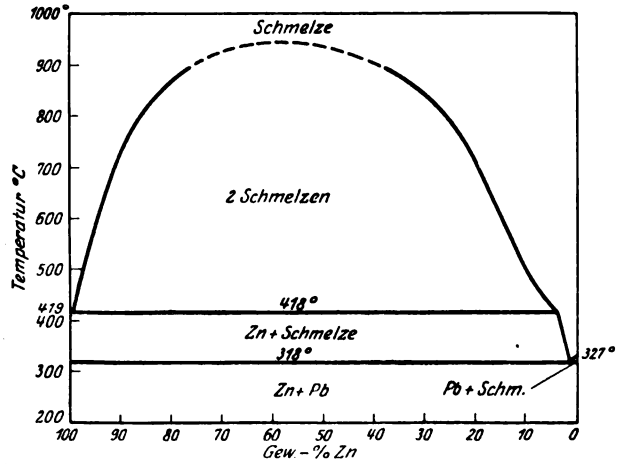


Abb. 3. Zustandsschaubild des Systems Zink-Blei.

Zustand auf, deren Ausdehnung von W. Spring und L. Romanoff[4] bei verschiedenen Temperaturen bis herauf zu 900° durch Analysen der beiden miteinander im Gleichgewicht befindlichen flüssigen Schichten bestimmt wurde. C. T. Heycock und F. H. Neville[1, 2] fanden, daß der Schmelzpunkt des Bleis (327°) durch etwa 0,7% Zn auf 318° erniedrigt wird (eutektischer Punkt), und daß ein Bleizusatz von etwa 1% den Schmelzpunkt des Zinks (419°) auf 418° erniedrigt (monotektischer Punkt). Höhere Bleigehalte (bis zu 15,15%) änderten diese Temperaturen nicht mehr. Die Zusammensetzung der bei 418° miteinander im Gleichgewicht stehenden Schmelzen wurde von P. Th. Arnemann[3] auf Grund eingehender thermischer Untersuchungen zu 99,5 und 3,4% Zn ermittelt. Der eutektische Punkt liegt nach Arnemann — ebenfalls in guter Übereinstimmung mit Heycock und Neville — bei 1,2% Zn und 317°. S. Konno[4] bestimmte die Temperaturen des Beginns und des Endes der Erstarrung mit Hilfe von Widerstandstemperaturkurven zu 416° und 316°. Die Zusammensetzung der bei 416° an Blei gesättigten Schmelze wäre nach Konno zwischen 5 und 10% Zn zu suchen. W. M. Peirce[5] fand, daß Leitfähigkeitsmessungen keinen Anhalt für eine Löslichkeit von Blei in Zink gaben. In einer Legierung mit nur 0,03% Pb war das Blei bereits mikroskopisch einwandfrei zu erkennen.

In Abb. 3 ist das auf Grund der vorliegenden Untersuchungen gezeichnete Zustandsschaubild wiedergegeben.

2. Frühere Untersuchungen über das Dreistoffsystem[6].

Die Wirkung von Bleizusätzen auf das Gefüge der Messinglegierungen wurde erstmalig von L. Guillet in zwei Arbeiten[7, 8] beschrieben. Während er in der ersten Veröffentlichung feststellte, daß sich Blei im festen Zustande nicht mit Messing legiert, jedoch eine kornverfeinernde Wirkung ausübt, kommt er in der zweiten Arbeit zu der Ansicht, daß sowohl in α- als in β-Messing etwa 0,9% Pb löslich seien[9], und daß diese Löslichkeit offenbar von der Zusammensetzung des Mischkristalles unabhängig sei. Bei höheren Bleigehalten ist nach Guillet das Blei als elementares Blei in Form kleiner Kugeln in und zwischen den Kristalliten eingelagert. Messinglegierungen mit mehr als 5% Pb neigen zu starken Seigerungen und bekommen dadurch ein fleckiges Aussehen. Den Gleichgewichtskoeffizienten (s. o.) nahm Guillet mit 1 an.

Es muß bemerkt werden, daß alle Schlußfolgerungen aus der Prüfung von gegossenen Proben gezogen wurden.

[1] N. Puschin: J. Russ. Phys.-chem. Ges. Bd. 39, S. 869 bis 897. 1907.

[2] L. Addicks: Trans. Amer. Inst. Min. Eng. Bd. 36, S. 18 bis 27. 1906.

[3] N. B. Pilling und G. P. Halliwell: Trans. Amer. Inst. Min. Met. Eng. Bd. 73, S. 679—692. 1926.

[4] W. Spring und L. Romanoff: Z. anorg. Chem. Bd. 13, S. 29—35. 1896.

[1] C. T. Heycock und F. H. Neville: J. Chem. Soc. Bd. 61, S. 905. 1892.

[2] C. T. Heycock und F. H. Neville: J. Chem. Soc. Bd. 71, S. 394, 402. 1897.

[3] P. Th. Arnemann: Metallurgie Bd. 7, S. 201—211. 1910.

[4] S. Konno: Sci. Rep. Tôhoku Imp. Univ. Bd. 10, S. 57 bis 74. 1921.

[5] W. M. Peirce: Trans. Amer. Inst. Min. Met. Eng. Bd. 68, S. 768—769. 1923.

[6] Es werden nur die Arbeiten berücksichtigt, in denen der Aufbau ternärer Cu-Zn-Pb-Legierungen ohne einen absichtlich zugesetzten Gehalt an anderen Metallen untersucht wurde.

[7] L. Guillet: Rev. Mét. Bd. 2, S. 97—116. 1905.

[8] L. Guillet: Rev. Mét. Bd. 3, S. 243—288. 1906.

[9] In Übereinstimmung damit fand Guillet, daß Bleigehalte unter 0,8 bis 0,9% auch ohne schädlichen Einfluß auf die mechanischen Eigenschaften sind.

Digitized by Google

Die Legierungen befanden sich also nicht im Gleichgewicht.

G. D. Bengough und O. F. Hudson[1] veröffentlichten Gefügeaufnahmen von wärmebehandelten Proben einer Legierung mit 71,0% Cu, 0,25% Pb, 0,2% Fe, 0,02% Sn, Rest Zn. Daraus geht hervor, daß die Löslichkeitsgrenze für Blei — bei einem allerdings gleichzeitig vorhandenen Eisengehalt — bedeutend unterhalb 0,25% liegen muß. Die Verfasser sagen aus, daß das Blei in den α-Kristallen in mehr oder weniger runden Teilchen eingelagert ist, die sich durch Glühen bei sehr hohen Temperaturen (etwa 910 bis 930°) zwischen den α-Kristalliten absondern.

1914 haben N. Parravano; C. Mazzetti und R. Moretti[2] das ganze Dreistoffsystem thermisch untersucht. Da ihre Arbeit in Deutschland wenig bekannt geworden ist, soll sie hier etwas eingehender besprochen werden.

Die Ausarbeitung erfolgte mit Hilfe mehrerer Schnitte, die für konstante Bleigehalte von 2, 4, 10, 15, 20, 30 und 50% durch das Temperaturkonzentrationsmodell gelegt wurden. Von den Schmelzen (vgl. Abb. 9), die aus Elektrolytkupfer, Zink „pro analysi" (von Merck) und Blei (Kahlbaum) hergestellt waren, wurden Abkühlungskurven aufgenommen; die Einwaage betrug 100 g. Da es nur galt, einen Überblick über die Kristallisationsverhältnisse, insbesondere über die Ausdehnung der Mischungslücke im flüssigen Zustand zu bekommen, beschränkten sich die Verfasser auf die Festlegung der Fläche des Beginns der Erstarrung, der Fläche der Bildung zweier Schmelzen (einer kupferreichen und einer bleireichen) und der angenäherten Bestimmung der Temperaturen der sich zwischen Kristallen und Schmelzen abspielenden Reaktionen, die sich vom Zink-Kupfer-System in das ternäre System hinein erstrecken. Die Gleichgewichtsverhältnisse nach beendeter Erstarrung der kupferreichen Schmelzen wurden nicht untersucht. Die thermische Bestimmung der Grenzkurve der Mischungslücke im flüssigen Zustande wurde durch Analysen der beiden Schichten ergänzt.

In der Abb. 4 sind die aus den thermischen Werten gewonnenen Isothermen sowie die Projektion der Grenzkurve wiedergegeben. Die Untersuchung hat also gezeigt, daß das Entmischungsgebiet im flüssigen Zustand durch das ganze System hindurch verläuft. Während also die Mischungen, deren Zusammensetzungen in das Gebiet Cu-A-Zn fallen, durch Legieren darstellbar sind, bilden die Legierungen der Mischungslücke bei den Temperaturen der in Abb. 4 gezeichneten Isothermen zwei flüssige Schichten — eine kupferreiche und eine bleireiche —, die sich gegeneinander absetzen und jede für sich erstarren. Theoretisch wäre übrigens zu erwarten, daß die Grenzkurve (und deren Projektion AZn) beim Schneiden der neu auftretenden Flächen des Beginns der Ausscheidung der β-, γ-, δ-, ε- und η-Kristallarten jedesmal eine Richtungsänderung erfährt.

[1] G. D. Bengough und O. F. Hudson: J. Inst. Metals Bd. 4, S. 92—111. 1910.

[2] N. Parravano, C. Mazzetti und R. Moretti: Gazz. chim. ital. Bd. 44 [II], S. 478—502. 1914.

In den Abb. 5 bis 8 haben wir die von den Verfassern gegebenen thermischen Werte, soweit sie für die vorliegende Untersuchung von Bedeutung sind, zu Schnittdiagrammen zusammengestellt. Es entsprechen: a) die Punkte den Temperaturen der Ausscheidung der α-, β- bzw. γ-Kristallart, b) die Kreuze den Temperaturen der Bildung zweier Schmelzen und c) die Kreise den Temperaturen der Reaktionen zwischen α- bzw. β-Kristallen und Schmelze. Mit Ausnahme der Fälle, in denen nach Parravano die unter b und c genannten Temperaturen praktisch zusammenfallen, liegen die unter b bezeichneten Temperaturen ein wenig oberhalb der unter c genannten, doch sind die letzteren gegenüber den analogen Reaktionstemperaturen im Zn-Cu-System nur wenig verschoben. Der Zusammenhang der einzelnen thermischen Effekte untereinander blieb jedoch ungeklärt.

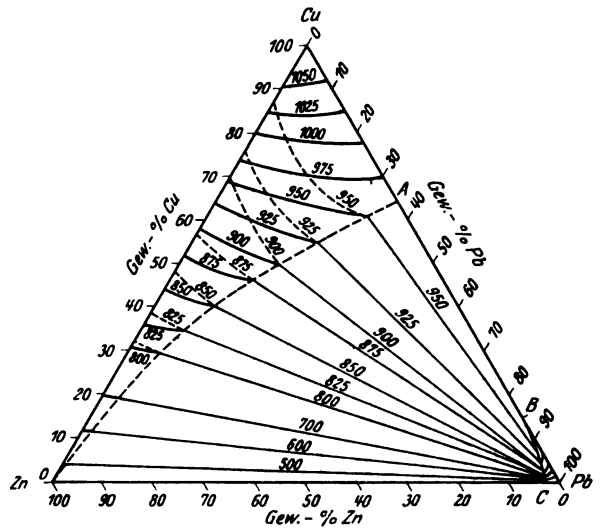


Abb. 4. Die Isothermen des Beginns der Erstarrung und der Entmischung der Schmelze im System Blei-Zink-Kupfer (nach Parravano, Mazzetti und Moretti).

Die Erstreckungsbereiche der Reaktionen zwischen Kristallen und Schmelzen — entsprechend den Verhältnissen im Cu-Zn-System — sind aus der in Abb. 9 wiedergegebenen Übersicht über Parravanos Schmelzen zu ersehen. Die Kreuze deuten an, daß in den betreffenden Legierungen Umsetzungen zwischen primär ausgeschiedenen Kristallen und übriggebliebener Schmelze stattgefunden haben. Die theoretisch zu erwartende Ausdehnung dieser Reaktionsflächen (im Gleichgewichtszustand) geht aus der Schraffierung hervor. In dem in diesem Zusammenhang weniger interessierenden kupferarmen Gebiet überdecken sich die Flächen.

Das Ende der Erstarrung wird von Parravano und seinen Mitarbeitern bei 327°, dem Erstarrungspunkt des reinen Bleis, angenommen, doch wird von den Verfassern ausdrücklich betont, daß auch Erstarrungstemperaturen einige Grad unterhalb 327° beobachtet wurden. Da im System Cu-Pb das Eutektikum zwischen Kupfer und Blei praktisch mit reinem Blei zusammenfällt, im System Zn-Pb das Ende der Erstarrung aber bei 318° liegt (Eutektikum bei 1,2% Pb), so muß im Dreistoffsystem das Ende der Erstarrung unterhalb oder bei 318° zu suchen sein. Man hat es also bei den zuletzt

Digitized by Google

erstarrenden Teilen der Schmelze in den technischen Bleimessingen streng genommen nicht mit reinem Blei, sondern mit einem außerordentlich bleireichen ternären Eutektikum zu tun.

Offenbar ohne Kenntnis von Parravanos Arbeit hat H. Niclassen[1] einen Überblick über das Dreistoffsystem gegeben und sich in der Hauptsache mit der Festlegung des Entmischungsgebietes im flüssigen Zustande befaßt. Die Arbeit ist bedeutend weniger umfangreich als die italienische. Es wurden nur 21 Schmelzen hergestellt, von denen Abkühlungskurven aufgenommen und die auf die Bildung zweier Schichten geprüft wurden.

der Schmelzen, die kupferreicher sind als Punkte der Parravanoschen Kurve, zeigten nach Parravano eine primäre Verzögerung entsprechend der Ausscheidung der kupferreichen Kristallarten (α bzw. β) und eine nachfolgende Verzögerung entsprechend der Bildung zweier Schmelzen, während bei den Schmelzen innerhalb der Mischungslücke die Entmischung mit dem Beginn der Erstarrung identisch war.

Grundsätzlich ist in vorliegendem und ähnlichen Fällen der thermischen Analyse vor der mikroskopischen Prüfung der Vorzug zu geben, da bei den Temperaturen der Bildung zweier flüssiger Schichten eine weitaus größere Annäherung an den Gleichgewichtszustand be-

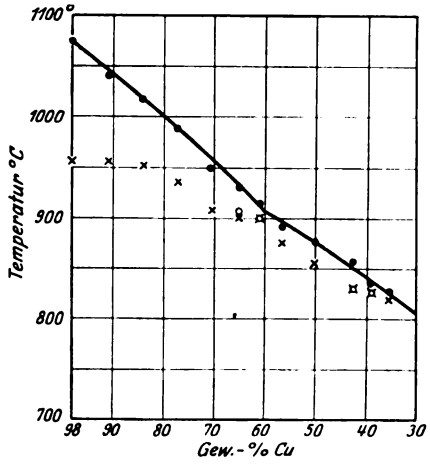


Abb. 5.

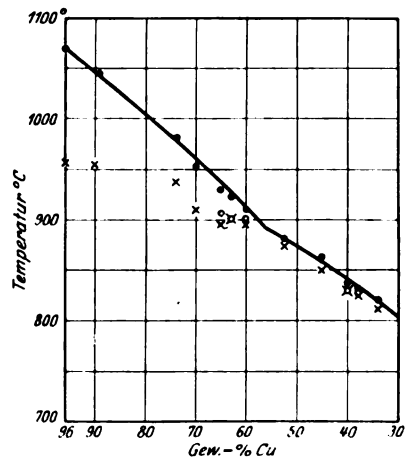


Abb. 6.

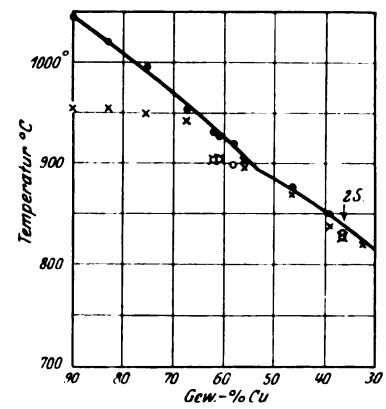


Abb. 7.

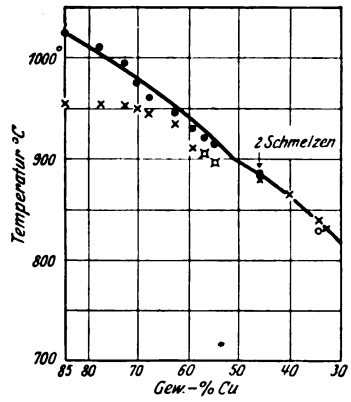


Abb. 8.

Abb. 5. Thermische Daten der Legierungen mit konstantem Bleigehalt von 2%. (Nach Parravano, Mazzetti und Moretti.)

Abb. 6. Thermische Daten der Legierungen mit konstantem Bleigehalt von 4%. (Nach Parravano, Mazzetti und Moretti.)

Abb. 7. Thermische Daten der Legierungen mit konstantem Bleigehalt von 10%. (Nach Parravano, Mazzetti und Moretti.)

Abb. 8. Thermische Daten der Legierungen mit konstantem Bleigehalt von 15%. (Nach Parravano, Mazzetti und Moretti.)

Zeichenerklärung für die Abb. 5—8.
- • Temperaturen des Beginns der Erstarrung,
- × Temperaturen des Beginns der Entmischung der Schmelze,
- ○ Temperaturen der Reaktionen zwischen Kristallen und Schmelze.

Die von Niclassen bestimmte Grenzkurve (Abb. 10) weicht erheblich von der Kurve Parravanos ab. Man sieht aus Abb. 10, daß ein Zusatz von Zink zu Kupfer-Blei-Legierungen die in diesen Legierungen bestehende Mischungslücke bedeutend erweitert[2].

Wir geben jedoch der Parravanoschen Kurve den Vorzug, da sie sich auf eine größere Anzahl Schmelzen[3] stützt, aus deren thermischen Werten der angegebene Verlauf eindeutig hervorgeht: Alle Abkühlungskurven

steht als nach beendeter Abkühlung. Durch starke Seigerungen[1] infolge des Unterschiedes im spezifischen Gewicht können leicht 2 Schichten gebildet werden, die dann zu einem falschen Rückschluß führen. Überdies kann man beim Zulegieren von Blei zu der flüssigen Messingschmelze häufig beobachten, daß das flüssige Blei bei mangelhaftem Rühren auf den Boden des Tiegels sinkt und sich der Lösung dadurch von vornherein entzieht.

In weiterer Abweichung von Parravanos Ergebnissen fand Niclassen, daß die Temperatur der Bildung von zwei Schmelzen von 952° im Cu-Pb-System ausgehend zunächst auf 980° ansteigt (Linie uv in Abb. 10) und dann nach 418° im Zn-Pb-System abfällt.

[1] N. Niclassen: Forsch.-Arb. z. Metallkunde, Heft 7. Berlin 1922, Gebr. Borntraeger.

[2] Die Kurve von Parravano ist zum Vergleich eingezeichnet.

[3] Die von Niclassen angenommene starke Erweiterung der Mischungslücke im Cu-Pb-System durch Zinkzusatz stützt sich fast ausschließlich auf die Prüfung nur einer Legierung (Nr. 2).

[1] Solche wurden von Guillet schon bei Legierungen mit 5% Cu beobachtet.

Digitized by Google

Nach Beobachtungen von K. Hanser[1] liegt die Sättigungsgrenze für Blei in 60 : 40-Messing, das $^1/_2$ St. bei 650° geglüht und darauf langsam im Ofen erkaltet war, zwischen 0,8 und 1,02% Pb. Bei gegossenem 60 : 40-Messing fand er dagegen bereits bei 0,2% Pb feine punktförmige Ausscheidungen von Blei. Weiterhin stellte er fest, daß in Legierungen mit gleichen Bleigehalten, aber steigendem Gehalt von Zinnzusätzen eine Bleiausscheidung in steigendem Maße stattfand, was für eine gewisse Löslichkeit des Bleis im 60 : 40-Messing sprechen würde.

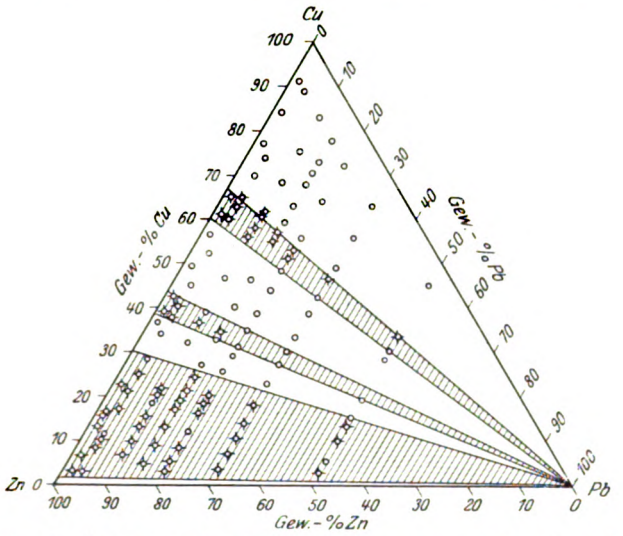


Abb. 9. Übersicht über die von Parravano, Mazzetti und Moretti hergestellten Schmelzen und die Ausdehnungsgebiete der Reaktionen zwischen Kristallen und Schmelzen.

D. Bunting[2] veröffentlichte einige Gefügeaufnahmen von bleihaltigen α-, ($\alpha + \beta$)- und β-Legierungen, aus denen hervorgeht, daß der größte Teil des Bleis in Form kleiner Kügelchen regellos innerhalb der Kristallite (besonders bei β-Messing) verteilt ist, während nur ein kleiner Teil (am wenigsten bei ($\alpha + \beta$)-Messing) zwischen den Korngrenzen ausgeschieden ist. Der Verfasser nimmt an, daß „winzige" Bleigehalte in den Kristallarten der Messinglegierungen löslich sind.

3. Eigene Untersuchungen.

a) Experimentelles[3].

Die Legierungen wurden hergestellt aus Elektrolytkupfer[4], reinstem Zink „Kahlbaum" und Elektrolytblei[4]. Das Zink wurde zuerst in Porzellantiegeln (in einem Platinofen von Heraeus) unter einer Boraxdecke geschmolzen und das Kupfer in etwa erbsengroßen Stücken unter dauernder Temperaturkontrolle nach und nach zugegeben, bis alles gelöst war. Zuletzt wurde das Blei hinzugefügt. Die Einwaage betrug 200 g. 0,5% Zn wurden bei der Einwaage als Abbrand in Rechnung gesetzt.

[1] K. Hanser: Z. Metallkunde Bd. 16, S. 91—95. 1924.
[2] D. Bunting: J. Inst. Metals Bd. 33, S. 97—106. 1925.
[3] Ein Teil der experimentellen Arbeiten lag in Händen von Frl. Irmgard Gabrich, der für ihre Mitarbeit gedankt sei.
[4] Auch an dieser Stelle sei der Firma Mansfeld, A.-G. für Bergbau und Hüttenbetrieb, Eisleben, für die kostenlose Überlassung des Elektrolytkupfers, der Siemens & Halske A.-G., Wernerwerk, Berlin-Siemensstadt, für die kostenlose Überlassung des Elektrolytbleis bestens gedankt.

Zur Aufnahme von Abkühlungskurven (Zeit-Temperaturkurven) durch subjektive Beobachtung am Millivoltmeter wurden die Schmelzen im Ofen erkalten gelassen. Für Temperaturmessungen dienten von der Physikalisch-Technischen Reichsanstalt geeichte Pt-Pt/Rh-Thermoelemente, deren Eichkurve von Zeit zu Zeit an den Erstarrungspunkten reiner Metalle nachgeprüft wurde.

Zur Feststellung der Gleichgewichtskurven nach der Abschreckmethode wurden in allen Fällen gegossene

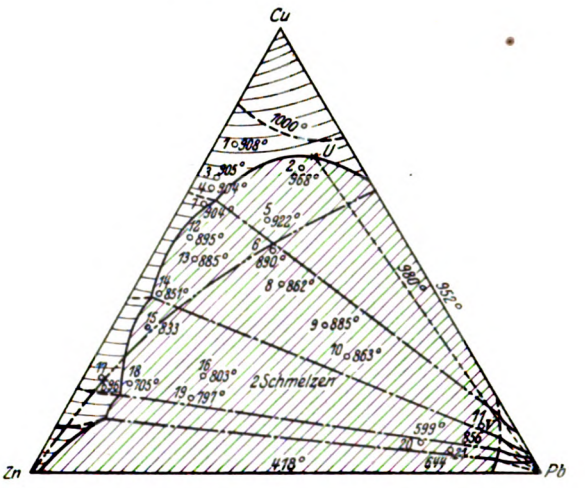


Abb. 10. Verlauf der Mischungslücke im flüssigen Zustand im System Blei-Zink-Kupfer nach Niclassen.
— • • — Grenzkurve nach Parravano.

Legierungen verwendet, in denen die Einstellung des Gleichgewichtes wegen des viel kleineren Kornes bedeutend schneller erfolgt als in langsam erkalteten Schmelzen, und in denen eine gleichmäßige Verteilung des Bleis gewährleistet ist. Die Schmelzen wurden auf Temperaturen etwa 100° oberhalb der Temperatur des Beginns der Erstarrung erhitzt und in eine schwach vorgewärmte Kokille aus weichem Eisen von 15 mm Wandungsstärke zu Vierkantstäben von 12 × 12 mm Querschnitt vergossen. Kräftiges Umrühren vor dem Vergießen war unerläßlich.

Die Glühungen erfolgten in horizontalen Röhrenöfen (Platinöfen) ohne Anwendung einer neutralen oder reduzierenden Atmosphäre[1]. Die Einstellung des Gleichgewichtes erforderte nur verhältnismäßig kurze Zeit, die durch Vorversuche festgestellt war. Auch wurde in geeigneten Fällen von einer doppelten Wärmebehandlung (Abschrecken bei hohen Temperaturen und Wiederanlassen bei tieferen Temperaturen) Gebrauch gemacht[2]. Das Abschrecken geschah in der Regel durch möglichst schnelles Herausziehen der Proben aus dem Ofen und Eintauchen in Eiswasser oder Wasser.

Als Ätzmittel wurde neben einer 10proz. wäßrigen Chromsäurelösung hauptsächlich ammoniakalische Kupferammoniumchloridlösung verwendet.

In sämtlichen Legierungen wurde der Blei- und Kupfergehalt bestimmt. Die zur Gefügeuntersuchung dienenden abgeschreckten Probestücke (10 mm lange Stücke der Gußstäbe) wurden nach der Wärmebehand-

[1] O. Bauer und M. Hansen: A. a. O., S. 85.
[2] O. Bauer und M. Hansen: A. a. O., S. 86.

Digitized by Google

lung nicht abermals analysiert, da der an der Oberfläche auftretende Zinkverlust bei kurzen Glühdauern nur gering ist[1]. Überdies wurde die mikroskopische Prüfung auf einer Fläche, die mindestens 2 mm unterhalb der Oberfläche lag, ausgeführt. Der Verlauf der Grenzflächen im ternären System wäre bei der Zahl der verwendeten Legierungen durch eine abermalige Analyse der geglühten Proben, wie aus der Tabelle 1 hervorgeht, nur unwesentlich beeinflußt worden[2]. Eine Erhöhung der Genauigkeit hätte nur durch eine bedeutend größere Anzahl Legierungen erreicht werden können.

Tabelle 1.
Änderung der Zusammensetzung einiger Legierungen durch Wärmebehandlung (1 Std. bei 800° geglüht, innerhalb 1 Std. auf 870° erhitzt und abgeschreckt).

Leg.	Zusammensetzung vor dem Glühen		Zusammensetzung nach dem Glühen	
	Gew.-% Cu	Gew.-% Pb	Gew.-% Cu	Gew.-% Pb
6110	61,56	1,08	61,71	0,98
6115	60,96	1,47	61,05	1,48
6120	61,08	1,99	60,96	1,93
6125	61,14	2,25	61,15	2,03

b) Thermische Untersuchung.

Auf Grund der Zweistoffsysteme Cu-Zn und Cu-Pb[3] ist über den Verlauf der Erstarrungs- und Umwandlungsflächen im ternären System zu vermuten, 1. daß auch in den Legierungen des kupferreichen Teiles des ternären Systems eine Entmischung der Schmelze nach der Beziehung Schmelze $_{Cu} \rightleftarrows \alpha$ + Schmelze $_{Pb}$ in Analogie mit der monotektischen Reaktion im Cu-Pb-System erfolgt, 2. daß sich die peritektische Reaktion α + Schmelze $\rightleftarrows \beta$, vom Zn-Cu-System ausgehend, nach Art der oberen schraffierten Fläche der Abb. 9 in das ternäre System erstreckt[4], 3. daß die unter 1 und 2 genannten Reaktionen sich innerhalb eines gewissen Konzentrationsbereiches irgendwie „vereinigen" müssen. Da Kupfer kein merkliches Lösungsvermögen für Blei besitzt, werden auch die sich ausscheidenden α- und β-Kristalle keine größeren Mengen Blei gelöst enthalten.

Die thermische Untersuchung von Parravano, Mazzetti und Moretti (vgl. Abb. 5 bis 8) hat gezeigt, 1. daß die Temperatur des Beginns der Entmischung der Schmelze innerhalb der Legierungen des α-Mischkristallgebietes bei abnehmendem Kupfergehalt zu tieferen Temperaturen verschoben wird, 2. daß die Temperatur des Beginns der peritektischen Reaktion durch Bleizusatz nur unwesentlich beeinflußt wird, 3. daß die Temperatur des Beginns der peritektischen Reaktion nur wenige Grad oberhalb der Temperatur der Bildung zweier Schmelzen liegt oder mit ihr zusammenfällt, und 4. daß die Entmischung der Schmelze in den Legierungen, die unter Primärkristallisation von β erstarren, wenig unterhalb des Beginns der Erstarrung eintritt.

Parravano und seine Mitarbeiter nehmen also an, daß nach der Primärausscheidung der α-Kristalle zunächst die peritektische Reaktion α + Schmelze $\rightarrow \beta$ und darauf die Entmischung der Schmelze eintritt, oder daß beide Reaktionen bei derselben Temperatur vor sich gehen. Während der erste Fall große Wahrscheinlichkeit hat, ist der zweite Fall ausgeschlossen, da er nur für eine einzige Schmelze in jedem Schnittdiagramm denkbar wäre. Nach den von Parravano gegebenen thermischen Daten (Abb. 5 bis 8) ist es jedoch unmöglich, die Erstarrungs- und Umwandlungsverhältnisse im Sinne des ersten Falles darzustellen. Hier hatten also eigene Versuche einzusetzen.

Da ein Schnitt für konstanten Bleigehalt von 2% eingehender nach der Abschreckmethode ausgearbeitet wurde und ein Gehalt von 2% Pb sicher nicht zu einer Entmischung der Schmelze vor Beginn der Erstarrung führen kann, wurde die thermische Untersuchung dieses Schnittes gewählt. Die Legierungen (200 g) hatten die in Tabelle 2 angegebene Zusammensetzung.

Tabelle 2.
Zusammensetzung der Legierungen für die thermische Untersuchung.

Leg.	Einwaage			Analyse		
	% Cu	% Pb	% Zn	% Cu	% Pb	% Zn (Diff.)
7520	75,0	2,0	23,0	—	—	—
7020	70,0	2,0	28,0	—	—	—
6720	67,0	2,0	31,0	66,98	1,96	31,06
6420	64,0	2,0	34,0	—	—	—
62520	62,5	2,0	35,5	—	—	—
6120	61,0	2,0	37,0	61,15	1,72	37,13
6020	60,0	2,0	38,0	59,70	1,91	38,39
5820	58,0	2,0	40,0	57,90	1,93	60,17
6350[1]	63,0	5,0	32,0	—	—	—

Die Ergebnisse der thermischen Analyse sind in Tabelle 3 zusammengestellt; in Abb. 11 sind einige Erstarrungskurven wiedergegeben. Danach ist über die Erstarrung der Legierungen folgendes zu sagen:

Die Abkühlungskurven der Legierungen des α-Mischkristallgebietes (Leg. 7520 und 7020) zeigen, in Übereinstimmung mit Parravanos Ergebnissen, eine Verzögerung entsprechend der Ausscheidung von α-Misch-

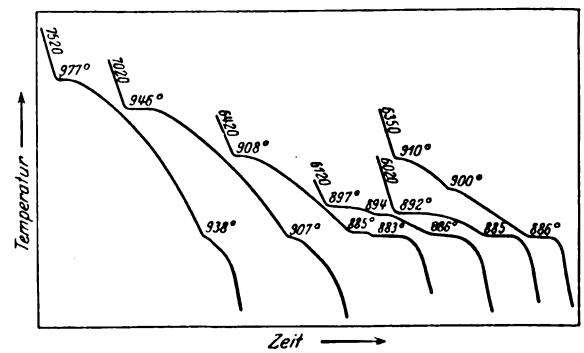


Abb. 11. Abkühlungskurven einiger Blei-Zink-Kupferlegierungen.

[1] O. Bauer und M. Hansen: A. a. O., S. 91, 94, 96f., 99, 103, 106, 108f., 111f., 115.

[2] Im Gegensatz zu den binären Zink-Kupfer-Legierungen.

[3] Das System Zn-Pb hat keinen unmittelbaren Einfluß auf die Konstitution der bleihaltigen Messinglegierungen.

[4] Beide Reaktionen verlaufen im ternären System in einem Temperaturintervall.

[1] Diese Legierung war trotz kräftigen Rührens während der Erstarrung etwas geseigert.

Digitized by Google

kristallen und eine Verzögerung entsprechend der Entmischung der kupferreichen Schmelze (S_{Cu}) unter Ausscheidung einer bleireichen Schmelze (S_{Pb}) und gleichzeitiger weiterer Ausscheidung von α-Kristallen. Die Temperatur des Endes der Entmischung ist aus den Abkühlungskurven nicht einwandfrei zu entnehmen.

wobei noch kupferreiche Schmelze übrigbleibt, aus der nunmehr β-Kristalle auskristallisieren.

Die Legierungen, die kupferärmer sind, als der Zusammensetzung des Punktes *E* entspricht, erstarren unter Ausscheidung von β-Kristallen. Nur wenige Grad unterhalb der Temperatur des Beginns der Erstarrung

Tabelle 3. Thermische Daten für die Erstarrung der Legierungen.

Leg.	Temperatur in ° C					
	des Beginns der Erstarrung	des Beginns der Entmischung der kupferreichen Schmelze $S_{Cu} \rightarrow \alpha + S_{Pb}$	des Endes der Entmischung der kupferreichen Schmelze	des Beginns der peritektischen Reaktion $\alpha + S_{Cu} \rightarrow \beta$	der Reaktion $\alpha + S_{Cu} \rightarrow \beta + S_{Pb}$	des Endes der Erstarrung
7520	977	938	(932)	–	–	(326)
7020	946	907	(904)			(326)
6720	934	898			886	(326)
6420	908			885	883	(326)
62520	903			890	886	(326)
6120	897			894	886	(326)
6020	892	885 ($S_{Cu} \rightarrow \beta + S_{Pb}$)	?	–	–	(326)
5820	889	885 ($S_{Cu} \rightarrow \beta + S_{Pb}$)	(882)	–	–	(326)
6350	910	–	–	900	886	(326)

Die Abkühlungskurven der Legierungen des Konzentrationsbereiches, in dem eine Reaktion der α-Kristalle mit Schmelze zu erwarten ist, weisen drei Verzögerungen auf, von denen die letzte ein ausgesprochener Haltepunkt bei der konstanten Temperatur 886° ist. Dieser Haltepunkt deutet auf das Vorhandensein einer Vierphasenreaktion hin, die sich, wie an der Legierung 6350 (Tabelle 2 und 3) gezeigt werden konnte, über ein größeres Konzentrationsgebiet erstreckt. Nach den Gesetzen vom heterogenen Gleichgewicht lassen die gefundenen thermischen Daten nur die in der Abb. 12 dargestellte Deutung zu.

In den Legierungen, deren Zusammensetzungen zwischen den Punkten *A* und *B* liegen, tritt nach der Ausscheidung von α-Kristallen (1. Verzögerung) zunächst, entsprechend der 2. Verzögerung, die Entmischung der Schmelze nach der Gleichung $S_{Cu} \rightarrow \alpha + S_{Pb}$ ein. Bei der in allen Legierungen gleichen Temperatur 886° erfolgt darauf bei konstanter Temperatur die Vierphasenreaktion $\alpha + S_{Cu} \rightarrow \beta + S_{Pb}$, durch die die peritektische Umsetzung zwischen kupferreicher Schmelze und α-Kristallen unter Bildung von β-Kristallen vollzogen und gleichzeitig die Entmischung beendet wird (3. Verzögerung).

Dagegen findet in den Legierungen zwischen *B* und *E* nach der Primärkristallisation von α zuerst die peritektische Reaktion $\alpha + S_{Cu} \rightarrow \beta$ längs der Kurve *BC* statt (2. Verzögerung), während darauf bei der konstanten Temperatur 886° die Entmischung der Schmelze nach der Vierphasengleichung $\alpha + S_{Cu} \rightarrow \beta + S_{Pb}$ erfolgt und gleichzeitig die peritektische Reaktion beendet wird.

Während in den Legierungen zwischen *A* und *D* nicht alle α-Kristalle durch die Vierphasenreaktion aufgezehrt werden, verläuft die Reaktion in den Legierungen zwischen *D* und *E* unter völliger Umsetzung[1] der α-Kristalle, entmischt sich die übriggebliebene Schmelze nach der Gleichung $S_{Cu} \rightarrow \beta + S_{Pb}$. Die Entmischung erfolgt in einem sehr engen Temperaturintervall.

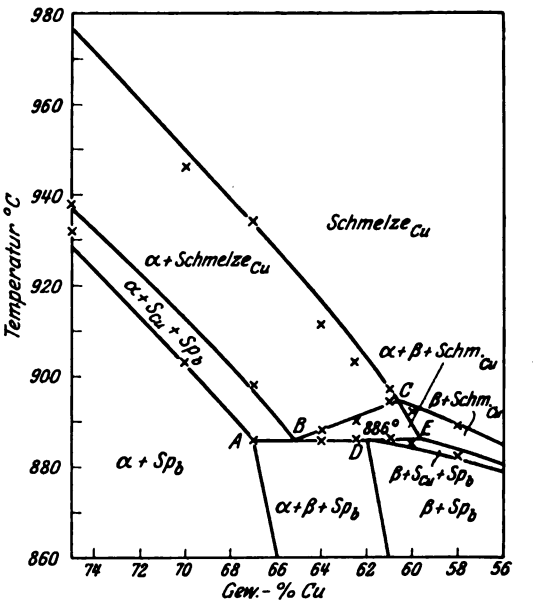


Abb. 12. Die Erstarrung und Umwandlung von Blei-Zink-Kupferlegierungen mit konstantem Bleigehalt von 2%.

Nach den beschriebenen Erstarrungs- und Umwandlungsverhältnissen ergeben sich die in der Abb. 12 bezeichneten Zustandsräume. Das Zustandsgebiet ($\alpha + \beta + S_{Cu}$) umfaßt im Schnittdiagramm für konstanten Pb-Gehalt von 2% (Abb. 21) nur etwa 10°.

Die Temperaturen des Beginns der Erstarrung sind, obwohl sie bei Legierungen mit gleichem Kupfergehalt und zunehmendem Bleigehalt ansteigen (Abb. 4), in dem untersuchten Bereich noch praktisch dieselben wie die der reinen Cu-Zn-Legierungen mit gleichem Kupfergehalt. Auf die Wiedergabe eines Isothermenschaubildes kann daher verzichtet werden.

[1] Sofern Gleichgewichtszustand herrscht.

Digitized by Google

Das Ende der Erstarrung[1] liegt für alle Legierungen bei etwa 326° (nach Parravano), doch sind Legierungen mit kleinen Bleigehalten schon nach beendeter Entmischung der Schmelze als „praktisch" fest anzusehen.

c) Die Schnittdiagramme.

Das ternäre System wurde im Bereich von 100 bis 52% Cu und 0 bis 2,5% Pb mit Hilfe eines Schnittes für konstanten Bleigehalt von 2% und mehrerer Schnitte, die für konstante Kupfergehalte von 80 bzw. 64, 61, 58 und 54% Cu (mit steigenden Bleigehalten von 0,1, 0,25, 0,5, 1,0, 1,5, 2,0 und 2,5%) durch das Konzentrations-Temperatur-Prisma gelegt wurden, ausgearbeitet. Aus Abb. 13 geht die Lage des untersuchten Konzentrationsgebietes im ternären System hervor. Die Lage der Legierungen, deren Zusammensetzungen in Tabelle 4 gegeben sind, sowie der Schnitte *a*, *b*, *c*, *d*, *e* und *f* in der Konzentrationsebene zeigt Abb. 14. Man sieht, daß einige Legierungen infolge des wechselnden Zinkabbrandes von der beabsichtigten Zusammensetzung etwas abweichen. Das betreffende Schnittdiagramm wurde daher entweder für den Mittelwert des Kupfergehaltes aller Schmelzen des Schnittes gezeichnet oder der Schnitt wurde durch möglichst viele Legierungen gelegt.

Die Zustandspunkte in den Schnittdiagrammen sind durch mikroskopische Beobachtung hinreichend lange geglühter und darauf abgeschreckter Proben erhalten. Zur Benennung der verschiedenen Gefüge sind in allen Schnittdiagrammen folgende Zeichen verwendet:

⊡ $\alpha + S_{Pb}$ (S_{Pb} = bleireiche Schmelze oder flüssiges Blei),
⊙ $\alpha + \beta + S_{Pb}$,
△ $\beta + S_{Pb}$,
■ $\alpha + S_{Cu} (+S_{Pb})$ (S_{Cu} = kupferreiche Schmelze),
● $\alpha + \beta + S_{Cu} (+S_{Pb})$.

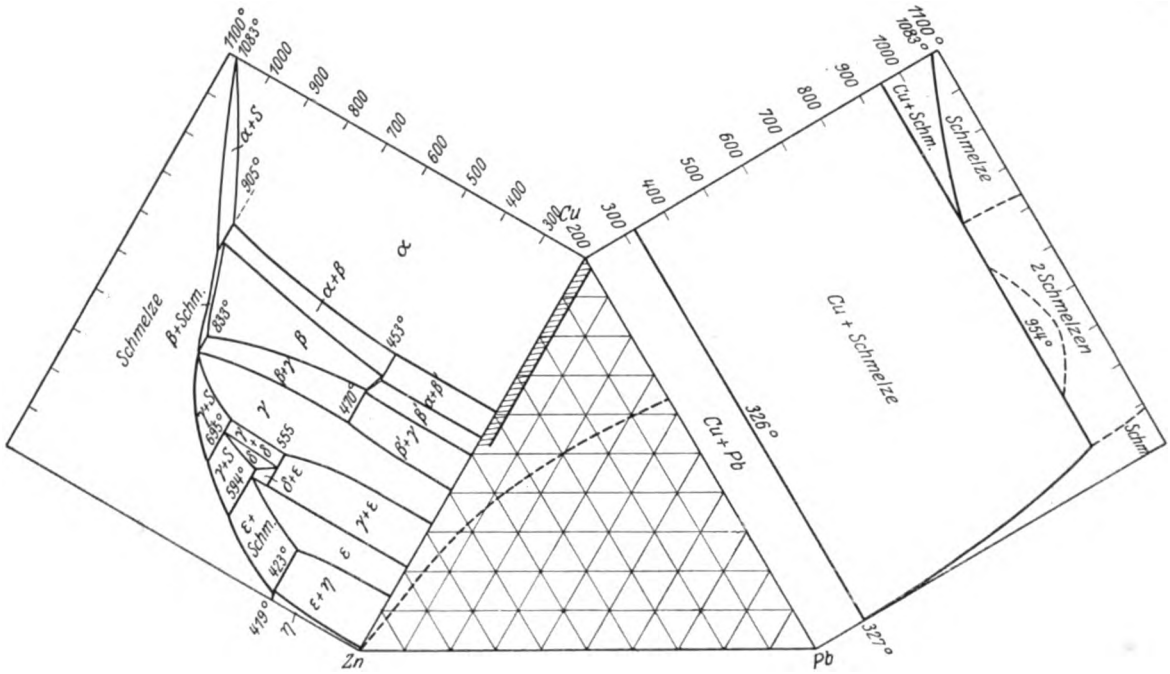


Abb. 13. Übersicht über das Dreistoffsystem Pb—Zn—Cu. (Der ausgearbeitete Teil ist schraffiert.)

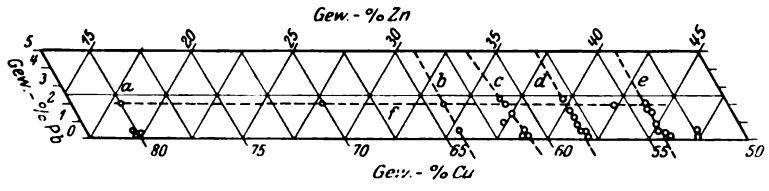


Abb. 14. Die Lage der ausgeführten Schmelzen und Schnitte in der Konzentrationsebene.

Die Zustandspunkte in den Schnittdiagrammen sind durch mikroskopische Beobachtung hinreichend lange

Aus den Schnittdiagrammen *a*, *c*, *d* und *e* (Abb. 15, 17, 18, 19 und 20) geht hervor, daß die Legierungen mit etwa 0,1% Pb, einerlei bei welchen Temperaturen sie abgeschreckt waren, noch ungelöstes Blei enthalten. Die Löslichkeitsgrenze von Blei in α-, (α + β)- und β-Messing befindet sich also bei allen Temperaturen sicher unterhalb dieses Bleigehaltes. In allen Legierungen mit etwa 0,1% Pb waren, wie bei der Besprechung des mikroskopischen Gefüges (Abschnitt d) noch näher ausgeführt wird, nach dem Glühen und Abschrecken bei den Temperaturen der eingezeichneten Zustandspunkte, wie auch nach langsamem Erkalten von 800° auf Zimmertemperatur (innerhalb von 2 Tagen) stets geringe Mengen Blei einwandfrei zu erkennen. Eine merkliche Löslichkeitsänderung mit der Temperatur war nicht nachzuweisen.

Die Legierungen des Schnittes *a* (Abb. 15) für annähernd konstanten Kupfergehalt von 80% liegen bei allen Temperaturen zwischen 326° und 940° im Zustandsraum $\alpha + S_{Pb}$. Bei etwa 940° beginnen die α-Kristalle zu schmelzen, wobei sich die bleireiche Schmelze in der kupferreichen Schmelze löst, bis bei etwa 950° nur α-Kristalle und kupferreiche Schmelze vorliegen.

Das Schaubild des Schnittes *b* (Abb. 16) für konstanten Kupfergehalt von 64,0% zeigt, daß die Grenze zwischen dem α- und (α + β)-Gebiet des Kupfer-

[1] Über die Temperatur des Endes der Erstarrung vgl. auch die Ausführungen auf S. 9.

Digitized by Google

Zinksystems durch Bleizusatz erhöht wird, und zwar erhöhen 2% Pb die Grenztemperatur von 710° auf etwa 780°.

Die Schnittdiagramme *c* und *d* (Abb. 17 und 18) wurden eingehender ausgearbeitet. Aus beiden Schaubildern geht hervor, daß außer der α ($\alpha + \beta$)-Grenze auch die β ($\alpha + \beta$)-Grenze des Kupfer-Zink-Systems durch Bleizusatz beträchtlich erhöht wird[1].

Für die Legierungen des Schnittes *d* mit konstantem Kupfergehalt von 58% (Abb. 18) gewinnt die Bestimmung der Erhöhung der Übergangstemperatur $\beta \leftrightarrows (\alpha + \beta)$ durch Bleizusatz erhebliche praktische Bedeutung, da die in Deutschland genormte Legierung mit 58% Cu, 2% Pb, Rest Zink (Schraubenmessing) als Preßmessing große Verwendung findet[2]. Das Verpressen dieser Legierung hat im Zustandsraum ($\beta + S_{Pb}$) — nach Abb. 18, also bei Temperaturen oberhalb 735° — zu erfolgen. Die Erhöhung der Übergangstemperatur durch 2% Pb beträgt 90°.

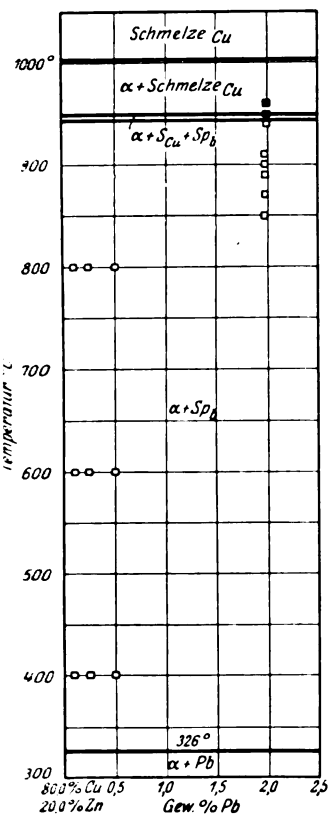


Abb. 15. Schaubild des Schnittes *a* für konstanten Kupfergehalt von 80,0%.

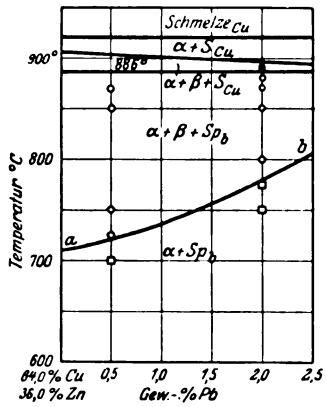


Abb. 16. Schaubild des Schnittes *b* für konstanten Kupfergehalt von 64,0%.

Wird die genannte Legierung bei Temperaturen kurz unterhalb der Entmischungstemperatur des β-Mischkristalls (735°) verpreßt, so wirken die an den Korngrenzen der β-Kristallite sich zuerst ausscheidenden α-Nadeln wie Verunreinigungen, die die Preßteile brüchig und spröde machen, so daß das Material die Presse mit narbiger und rissiger Oberfläche verläßt. Wird das Verpressen bei Temperaturen bedeutend unterhalb 735° ausgeführt[3], so daß sich schon beträchtliche Mengen von α-Nadeln in den β-Kristalliten ausgeschieden haben, bevor das Material die Matrize passiert, so bildet sich, wie W. Köster[2] und R. Hinzmann[3] festgestellt haben, ein Gefüge aus, das in mechanischer Hinsicht gegenüber dem Gefüge des bei richtiger Temperatur gepreßten Materials stark im Nachteil ist: Dehnung und Kerbzähigkeit nehmen bei zu kaltem Verpressen bedeutend ab. Die genaue Kenntnis der Entmischungstemperatur als der Mindesttemperatur beim Warmpressen ist daher unerläßlich.

Tabelle 4.
Zusammensetzung der gegossenen Legierungen.

Leg.	Beabsichtigte Zusammensetzung			Analyse			
	% Cu	% Pb	% Zn	% Cu	% Pb	% Fe[1]	% Zn (Diff.)
8001	80,0	0,1	19,99	80,13	0,09	(0,05)	19,73
80025	80,0	0,25	19,75	79,81	0,23	(0,05)	19,91
8005	80,0	0,5	19,5	89,10	0,49	(0,05)	19,36
8020	80,0	2,0	18,0	79,86	1,97	(0,05)	18,12
7020	70,0	2,0	28,0	70,10	2,01	(0,05)	27,84
6405	64,0	0,5	35,95	64,01	0,48	(0,05)	35,46
6420	64,0	2,0	34,0	64,02	1,98	(0,05)	33,95
6101	61,0	0,1	38,99	60,68	0,12	(0,05)	39,15
61025	61,0	0.25	38,75	60,72	0,25	0,04	38,99
6105	61,0	0,5	38,5	60,64	0,57	0,04	38,75
6110	61,0	1,0	38,0	61,56	1,08	(0,05)	37,31
6115	61,0	1,5	37,5	60,96	1,47	(0,05)	37,52
6120	61,0	2,0	37,0	61,08	1,99	(0,05)	36,88
6125	61,0	2,5	36,5	61,14	2,25	(0,05)	36,56
5801	58,0	0,1	41,99	57,82	0,11	(0,05)	42,02
58025	58,0	0,25	41,75	57,74	0,28	0,05	41,93
5805	58,0	0,5	41,5	57,88	0,49	0,05	41,58
5810	58,0	1,0	41,0	57,89	0,82	0,05	41,24
5815	58,0	1,5	40,5	57,99	1,22	0,05	40,74
5820	58,0	2,0	40,0	58,05	1,65	0,05	40,25
5825	58,0	2,5	39,5	58,06	2,26	0,05	39,63
5620	56,0	2,0	42,0	55,70	1,95	(0,05)	42,30
5401	54,0	0,1	45,99	53,79	0,12	(0,05)	46,04
54025	54,0	0,25	45,75	53,76	0,29	0,05	45,90
5405	54,0	0,5	45,5	54,27	0,47	0,05	45,21
5410	54,0	1,0	45,0	54,06	0,98	0,04	44,92
5415	54,0	1,5	44,5	54,01	1,47	0,05	44,48
5420	54,0	2,0	44,0	54,18	1,95	0,05	43,82
5425	54,0	2,5	43,5	54,12	1,67	0,05	44,16
525005	52,5	0,05	47,45	52,06	0,05	(0,05)	47,84
52501	52,5	0,1	47,4	52,39	0,10	(0,05)	47,46
525025	52,5	0,25	47,25	52,37	0,27	(0,05)	47,31

Die Ausarbeitung des Schnittes *e* brauchte sich nur auf Temperaturen unter 500° zu beschränken, da sich sämtliche Legierungen dieses Schnittes oberhalb 500° im ($\beta + S_{Pb}$)-Raum befinden. Die Grenzfläche zwischen dem ($\beta + S_{Pb}$)- und ($\alpha + \beta + S_{Pb}$)-Raum verläuft in der in den Abb. 19 und 20 angegebenen Weise. Abb. 19 gilt für einen konstanten Kupfergehalt von 54,1% (unter Nichtberücksichtigung der Schmelzen mit weniger als 0,29% Pb). In der Abb. 20 sind dagegen auch die beiden Legierungen mit 0,12 und 0.29% Pb verwendet worden, wobei jedoch die Legierung mit 0,47% Pb nicht berücksichtigt werden konnte.

[1] Die Erhöhung dieser Phasengrenzen durch Bleizusatz bei konstantem Kupfergehalt ist auf Grund räumlicher Vorstellung vorauszusehen. Der Grad der Erhöhung kann jedoch nur experimentell ermittelt werden und ist aus den Schnittdiagrammen zu entnehmen.

[2] Vgl. DIN 1709, Blatt 1.

[3] Beim Stangenpressen trifft das für den letzten Stangenabschnitt infolge der fortschreitenden Abkühlung des Preßblocks während des Pressens fast stets zu.

[1] Der in Klammern angegebene Eisengehalt von 0,05% ist auf Grund der Eisenbestimmungen in den anderen Legierungen angenommen worden.

[2] W. Köster: Z. anorg. allg. Chem. Bd. 154, S. 197—208. 1926.

[3] R. Hinzmann: Z. Metallkunde Bd. 19, S. 297—303. 1927.

Digitized by Google

Die Löslichkeit von Blei in β-Messing wurde an Hand der gegossenen 3 Legierungen 525005, 52501 und 525025 (vgl. Tabelle 4) nach dem Glühen und Abschrecken bei

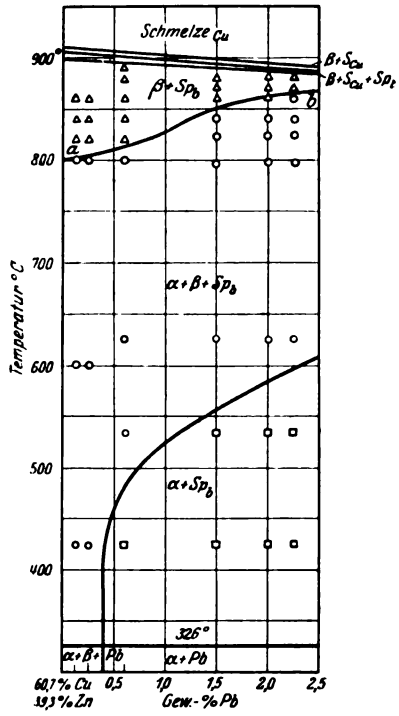


Abb. 17. Schaubild des Schnittes c für konstanten Kupfergehalt von 60,7%.

400°, 600° und 800°, sowie nach langsamem Erkalten auf Raumtemperatur untersucht. Die erste Legierung (mit 0,05% Pb) bestand aus großen regelmäßigen β-Polygonen; Bleiteilchen waren mikroskopisch nicht zu erkennen[1]. Es liegt jedoch die Vermutung nahe, daß die durch den Guß hervorgerufene außerordentlich feine Verteilung dieser geringen Bleimenge einen einwandfreien mikroskopischen Nachweis überhaupt unmöglich macht, zumal das Blei unter dem Mikroskop schwarz erscheint und von winzigen Poren, die in jeder gegossenen Messinglegierung vorhanden sind, und anderen Bestandteilen (Eisen?) nicht zu unterscheiden sein wird, wenn es sich nicht durch eine charakteristische Anordnung der Teilchen zu erkennen gibt. Es ist demnach nicht der Schluß berechtigt, daß Gehalte

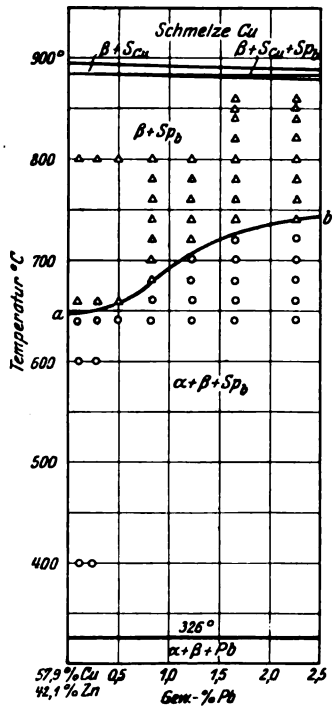


Abb. 18. Schaubild des Schnittes d für konstanten Kupfergehalt von 57,9%.

[1] In einer langsam aus dem Schmelzfluß erstarrten Legierung mit 51,98% Cu und 0,05% Pb waren an einzelnen Stellen Bleitröpfchen zu sehen.

von 0,05% Pb in β-Messing löslich sind. In den beiden anderen Legierungen mit 0,10 und 0,27% Pb waren Bleiteilchen nach allen Wärmebehandlungen einwandfrei zu erkennen (Näheres über das Gefüge im Abschnitt d).

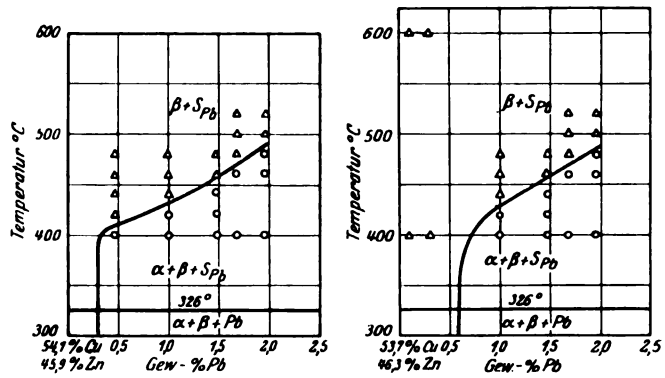


Abb. 19 u. 20. Schaubilder des Schnittes e aus Abb. 14.

Der Einfluß von Blei auf die Konstitution der Kupfer-Zink-Legierungen geht am deutlichsten aus dem in Abb. 21 wiedergegebenen Schaubild des Schnittes für konstanten Bleigehalt von 2% hervor. Um die Verschiebung der $\alpha(\alpha+\beta)$- und $\beta(\alpha+\beta)$-Grenzkurven durch Bleizusatz zu höheren Temperaturen deutlich zu

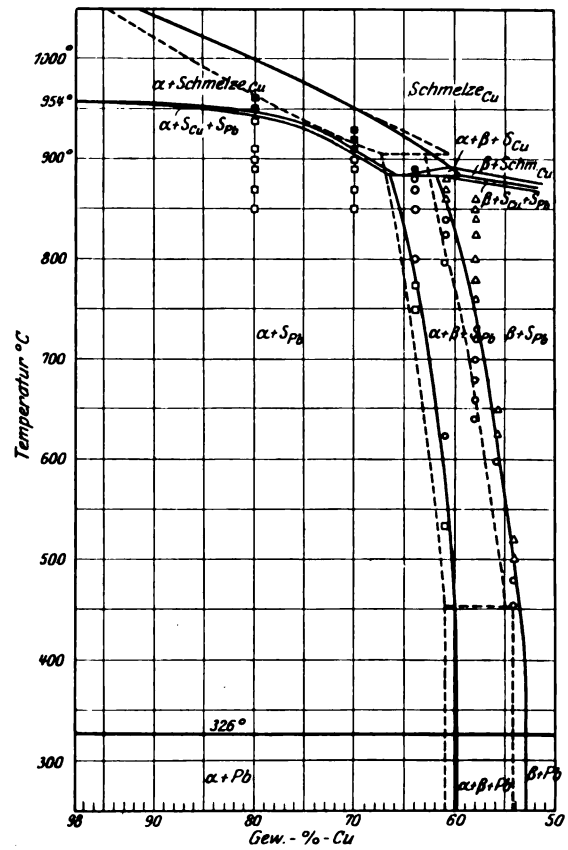


Abb. 21. Schaubild des Schnittes f für konstanten Bleigehalt von 2%.

machen, ist ein Teil des Kupfer-Zink-Schaubildes gestrichelt eingezeichnet. Während die Temperaturen des Beginns der Erstarrung praktisch zusammenfallen, wird das Zustandsgebiet der α-Kristalle + Schmelze, besonders bei den Legierungen mit mehr als 80% Cu, durch Bleizusatz bedeutend erweitert. Neben der Verschiebung der $\alpha(\alpha+\beta)$- und $\beta(\alpha+\beta)$-Grenzkurven durch Blei-

Digitized by Google

zusatz — bei konstantem Kupfergehalt — zu höheren Temperaturen ist die Erniedrigung der Temperatur des Endes der Erstarrung auf etwa 326° am bemerkenswertesten.

Nach den Schaubildern der Vertikalschnitte (Abb. 15 bis 21) und den bei Unlöslichkeit von Blei in α- und β-Messing theoretisch zu erwartenden Grenzlinien[1] wurden die Horizontalschnitte (Isothermenschaubilder) für 850°, 800°, 700°, 600°, 500° und 400° gezeichnet (Abb. 22 bis 27). Das Isothermenschaubild für Raumtemperatur ist mit dem für 400° geltenden (Abb. 27) identisch, an Stelle von S_{Pb} ist jedoch Pb zu setzen. In Abb. 28 ist das für Raumtemperatur geltende Zustandsschaubild des ganzen Dreistoffsystems wiedergegeben.

Man erkennt aus Abb. 28, daß die Zustandsgebiete der α- und β-Kristalle durch Bleizusatz zu kupferärmeren Konzentrationen verschoben werden, an Ausdehnung aber abnehmen. Die Löslichkeit von Zink in Kupfer wird durch Blei nicht beeinflußt, da sich auf der nach Pb verlaufenden Grenzkurve das Verhältnis von Kupfer zu Zink nicht ändert. Dasselbe gilt für die anderen Löslichkeitsgrenzen. Vom Standpunkt eines konstanten Kupfergehaltes könnte man jedoch von einer „scheinbaren" Erhöhung der Löslichkeit des Zinks sprechen, da ja z. B. $(\alpha + \beta)$-Legierungen durch Bleizusatz in α-Legierungen übergeführt werden. Nach Abb. 27 geht ein 60 : 40-Messing durch 1,6% Pb in ein α-Messing über.

Zusammenfassend kann gesagt werden, daß der Aufbau der Kupfer-Zink-Blei-Legierungen, abgesehen von den Erstarrungsverhältnissen, allein durch die „praktische" Unlöslichkeit des flüssigen und festen Bleis in den α- und β-Kristallen bedingt wird. Die oben beschriebene Verschiebung der $\alpha(\alpha + \beta)$- und $\beta(\alpha + \beta)$-Grenzkurven des Kupfer-Zink-Systems durch Bleizusatz zu höheren Temperaturen gilt nur unter der Voraussetzung gleichen Kupfergehaltes der binären und ternären Legierungen. Vergleicht man dagegen die Konstitution der binären und ternären Legierungen unter der Voraussetzung eines konstanten Verhältnisses des Kupfergehaltes zum Zinkgehalt, so kann von einer Verschiebung der Grenzkurven des binären Systems — wie aus einem Vergleich der Schaubilder der Vertikal- und Horizontalschnitte hervorgeht — keine Rede sein: alle Legierungen

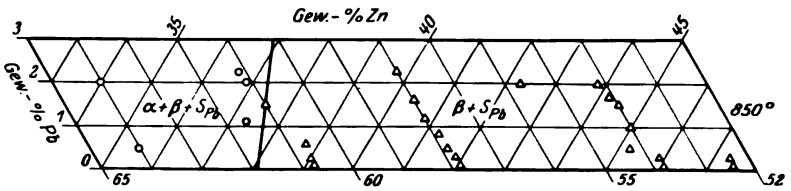


Abb. 22.

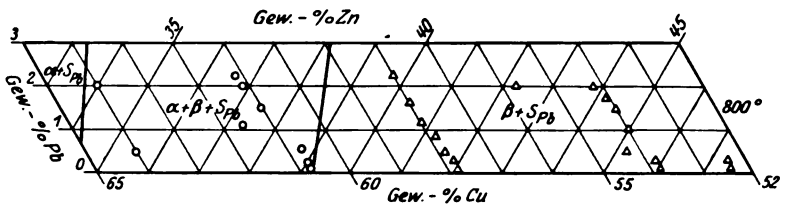


Abb. 23.

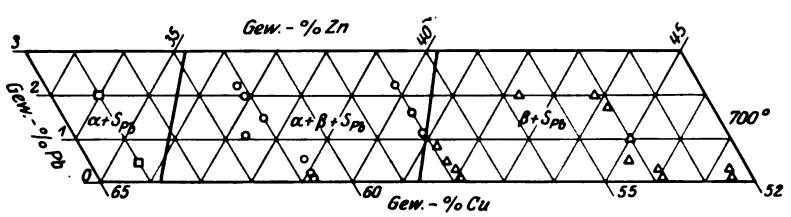


Abb. 24.

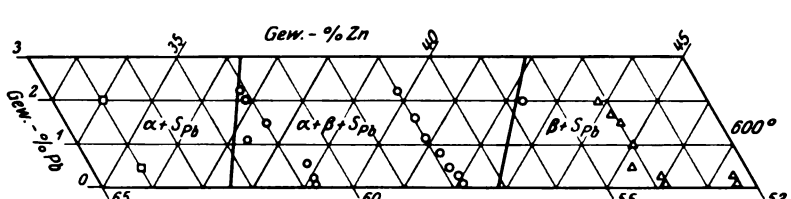


Abb. 25.

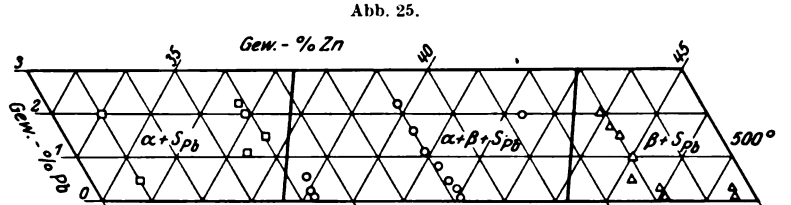


Abb. 26.

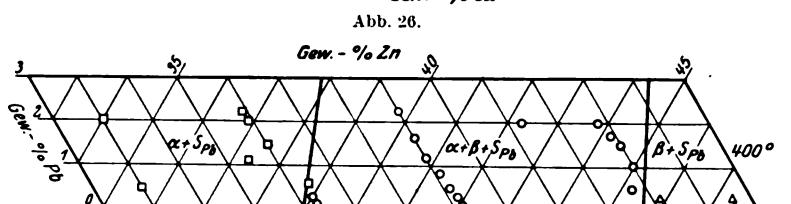


Abb. 27.

Abb. 22 bis 27. Schaubilder der Schnitte für konstante Temperaturen von 850°, 800°, 700°, 600°, 500° und 400°.

mit gleichem Verhältnis Cu : Zn haben dieselben Übergangstemperaturen. Das Verhältnis der Mengen an α- und β-Kristallen ist bei allen Legierungen, die innerhalb des Gebietes $(\alpha + \beta + Pb)$ (Abb. 28) auf einer Geraden durch den Zustandspunkt des Bleies liegen, ebenfalls gleich.

Der Gleichwertigkeitskoeffizient des Bleis war von Guillet bei einer Löslichkeit von 0,9% in α- und β-Messing mit 1 angenommen worden. Nach Gleichung 3 (S. 4) würde also der scheinbare Kupfergehalt der Legierung gleich dem tatsächlichen Kupfergehalt sein, d. h. die Löslichkeitsgrenzen verlaufen nach Guillet

[1] Diese Grenzkurven in den Isothermenschaubildern werden erhalten durch Verbindung der für die betreffende Temperatur geltenden binären Übergangspunkte $\alpha \rightleftarrows (\alpha + \beta)$ und $\beta \rightleftarrows (\alpha + \beta)$ mit dem der Zusammensetzung des Bleis entsprechenden Eckpunkt des Konzentrationsdreiecks. In Abb. 28 sind die sich auf Raumtemperatur beziehenden Grenzlinien wiedergegeben.

Digitized by Google

bei konstantem Kupfergehalt. Bei der von uns festgestellten außerordentlich geringen Löslichkeit des Bleis hat es keinen Sinn mehr, von einem Gleichwertigkeitskoeffizienten zu sprechen[1].

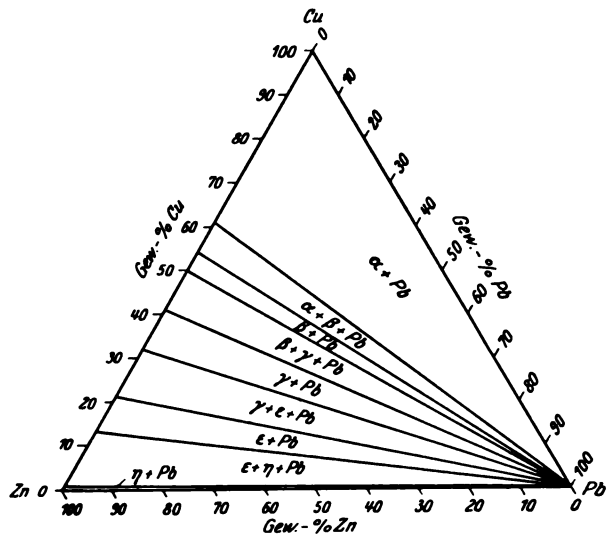


Abb. 28. Zustandsschaubild des Dreistoffsystems Pb—Zn—Cu bei Raumtemperatur.

d) Das mikroskopische Gefüge.

Zur näheren Erläuterung der Schnittdiagramme sollen im folgenden eine Anzahl Gefügebilder besprochen werden.

Abb. 29. Cu-Zn-Pb-Legierung mit 70,10% Cu, 2,01% Pb. Gegossen. $v = 200$.

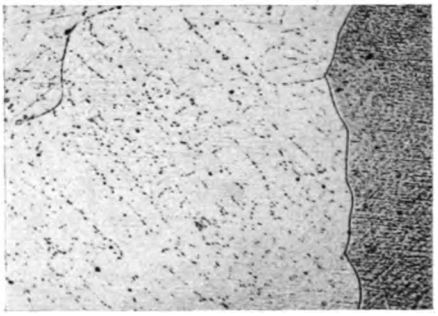


Abb. 30. Cu-Zn-Pb-Legierung mit 54,27% Cu, 0,47% Pb. Gegossen. $v = 200$.

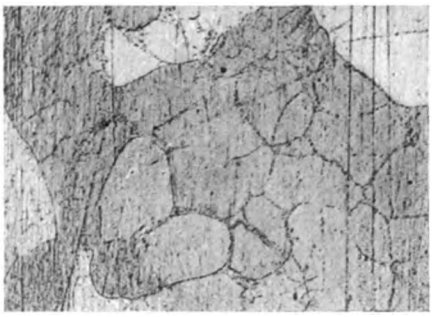


Abb. 31. Cu-Zn-Pb-Legierung mit 54,06% Cu, 0,98% Pb. Gegossen. $v = 200$.

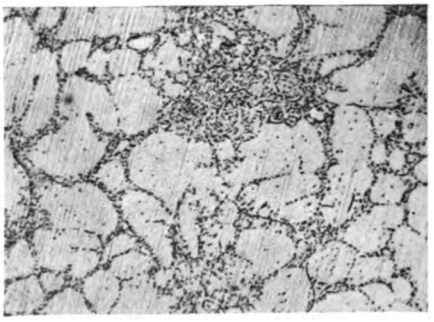


Abb. 32. Cu-Zn-Pb-Legierung mit 54,18% Cu, 1,95% Pb. Gegossen. $v = 200$.

Das Gefüge eines gegossenen bleihaltigen α-Messings ist in Abb. 29 wiedergegeben. Man erkennt, daß das Blei, entsprechend seiner Ausscheidung aus der kupferreichen Schmelze, vornehmlich in den zuletzt erstarrten kupferärmeren Schichten der zonigen α-Kristalle liegt. Das Gefüge gegossenen α-Messings wird also durch Bleizusatz in seinem Aufbau nicht beeinflußt. Dagegen erfährt das Gefüge gegossenen β-Messings eine tiefgehende Veränderung schon durch sehr kleine Bleigehalte. Während ein Zusatz von 0,12% Pb noch keinen Einfluß auf das β-Gefüge hat, führt ein Zusatz von 0,29% Pb zu einer Aufteilung der großen β-Kristallite: Die Bleitröpfchen sind nach Art der Abb. 30 verteilt und die β-Körner haben unregelmäßige Gestalt. Bleigehalte von mehr als 0,5% wirken kornverfeinernd, so daß das Gefüge das Aussehen einer Struktur bekommt, die aus primär ausgeschiedenen Kristallen und Eutektikum besteht (Abb. 31 und 32). Eine Anzahl dieser kleinen β-Kristalle sind zu einem größeren Kristallverband aus Kristallen gleicher Orientierung zusammengeschlossen. In dem Gefüge der gegossenen kupferreichen $(\alpha + \beta)$-Legierungen mit Bleigehalten bis zu 2,5% sind Bleieinschlüsse selbst bei 300facher Vergrößerung nicht einwandfrei als solche zu erkennen. Man hat sich vorzustellen, daß das Gefüge dieser Legierungen nach beendeter Entmischung der kupferreichen Schmelze dem in den Abb. 30 bis 32 dargestellten Gefüge entspricht. Mit fallender Temperatur entmischen sich die β-Kristalle unter fortschreitender Ausscheidung von α-Kristallen, so daß die bleihaltige β-Grundmasse mehr und mehr von α-Nadeln durchsetzt wird und unter dem Mikroskop vor der Hauptmasse der α-Nadeln zurücktritt. Prüft man gegossenes bleihaltiges 58er oder 60er Messing nur bei verhältnismäßig schwachen Vergrößerungen, so kann man irrtümlich auf eine ziemlich beträchtliche Löslichkeit des Bleis schließen. Selbst in langsam aus dem Schmelzfluß erstarrten Legierungen, in denen sich das Blei teilweise zu größeren Tröpfchen

[1] Will man jedoch einen „Gleichwertigkeitskoeffizienten" beibehalten, so würde er mit 0 anzunehmen sein. Eine Legierung mit etwa 59,15% Cu, 3% Pb, Rest Zn hat nach Abb. 27 dasselbe Gefüge (α-Kristalle) — abgesehen von den Bleieinschlüssen — wie eine binäre Legierung mit 61,0% Cu, 39,0% Zn. Nach Gleichung 2 (S. 4) ergibt sich daraus für $t = 0$.

Digitized by Google

zusammenballt, entspricht das bei schwacher Vergrößerung zu erkennende Blei nur einem Bruchteil des tatsächlich vorhandenen Gehaltes (Abb. 33). Erst bei starken Vergrößerungen sind die Bleitröpfchen gut zu sehen. Abb. 34 gibt einen Begriff von der Größe dieser Tröpfchen.

In dem Gefüge geglühter bleihaltiger α-Messinglegierungen liegen die Bleiteilchen vornehmlich an den Korngrenzen, gelangen jedoch durch Rekristallisation der α-Kristalle auch in das Innere der Kristalle (Abb. 35 und 36). Bleigehalte von 0,1% liegen an der Grenze des mikroskopisch Nachweisbaren, da die zahlreichen Korngrenzen des rekristallisierten α-Gefüges ein sicheres Erkennen der winzigen und feinverteilten Bleitröpfchen sehr erschweren. Eine Verringerung der Bleizusätze zwecks Feststellung der unter 0,1% Pb liegenden Löslichkeitsgrenze des Bleis wäre daher zwecklos gewesen.

Schreckt man bleihaltige α-Legierungen im Zustandsraum (α + Schmelze$_{Cu}$) (vgl. Abb. 21) ab, so erhält man die in den Abb. 37 und 38 dargestellten Gefüge. Die Abschreckgeschwindigkeit reicht also nicht aus, um die Ausscheidung flüssigen Bleis aus der kupferreichen Schmelze zu verhindern.

In den Abb. 39 und 40 sind Gefügebilder der Legierungen 6405 und 6420 des Schnittes *b* (Abb. 16) nach dem Abschrecken im Zustandsraum ($\alpha + \beta + S_{Pb}$) bei 870° wiedergegeben. Danach nimmt die Menge der β-Kristalle, die sich während des Abschreckens entmischt haben, mit zunehmendem Bleigehalt im Sinne der zu höheren Temperaturen ansteigenden Grenzfläche zwischen den ($\alpha + S_{Pb}$)- und ($\alpha + \beta + S_{Pb}$)-Räumen (Kurve *ab* in Abb. 16) ab.

Die Legierungen der in den Abb. 41 bis 44 dargestellten Gefügebilder gehören dem Schnitt *c* (Abb. 17) an. Werden die Legierungen dieses Schnittes bei Temperaturen oberhalb der Grenzfläche zwischen dem ($\beta + S_{Pb}$)- und ($\alpha + \beta + S_{Pb}$)-Raum abgeschreckt (oberhalb der Kurve *ab* in Abb. 17), so bestehen sie aus β-Kristalliten, die je nach der Abschrecktemperatur und der Abschreckgeschwindigkeit mehr oder weniger stark entmischt sind.

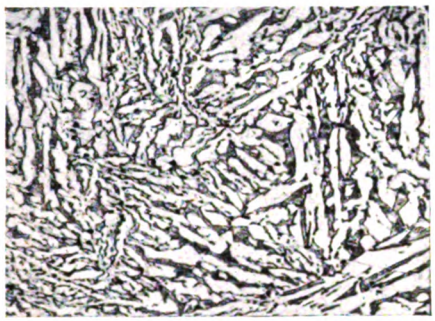


Abb. 33. Cu-Zn-Pb-Legierung mit 59,70% Cu, 1,91% Pb. Langsam aus dem Schmelzfluß erstarrt (Abkühlungskurve). v = 100.

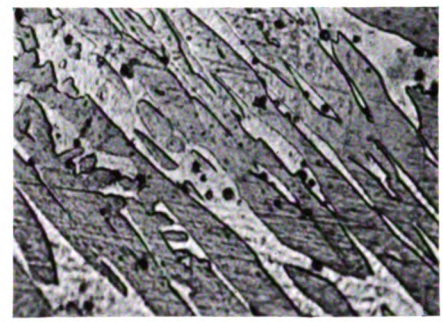


Abb. 34. Cu-Zn-Pb-Legierung mit 58,06% Cu, 2,26% Pb. Gegossen. v = 1000.

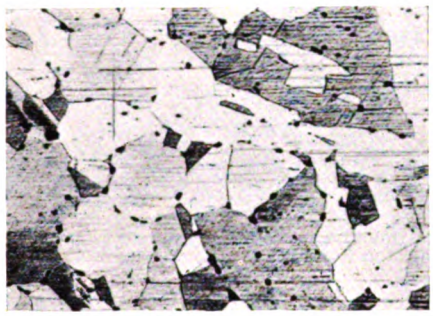


Abb. 35. Cu-Zn-Pb-Legierung mit 61,08% Cu, 1,99% Pb. 2 St. bei 800° geglüht und innerhalb von 46 St. gleichmäßig auf Raumtemperatur abgekühlt. v = 100.

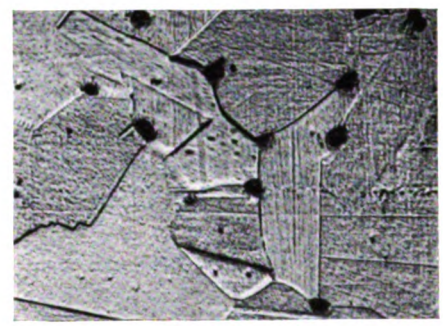


Abb. 36. Cu-Zn-Pb-Legierung mit 61,14% Cu, 2,25% Pb. Bei 870° abgeschreckt und darauf 24 St. bei 425° angelassen. v = 400.

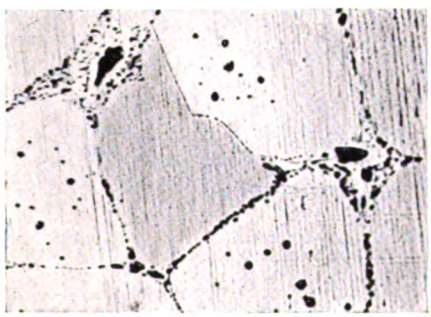


Abb. 37. Cu-Zn-Pb-Legierung mit 79,86% Cu, 1,97% Pb. 1 St. bei 940° geglüht, auf 950° erhitzt und abgeschreckt. v = 200.

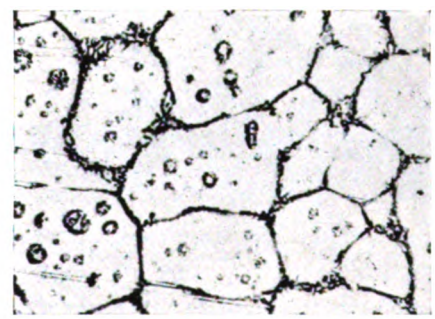


Abb. 38. Cu-Zn-Pb-Legierung mit 70,10% Cu, 2,01% Pb. In 30 Min. von 890° auf 920° erhitzt und abgeschreckt. v = 100.

Digitized by Google

Die Bleitropfen sind regellos verteilt (Abb. 41). Nach dem Abschrecken von Temperaturen unterhalb der Kurve *ab* erkennt man im Gefüge ungelöst gebliebene α-Kristalle in einer Grundmasse von mehr oder weniger stark entmischtem β (Abb. 42 und 43). Die Menge der ungelöst gebliebenen α-Kristalle nimmt — wie nach dem Verlauf der Kurven in Abb. 17 zu erwarten ist — bei gleicher Abschrecktemperatur mit zunehmendem Blei-

Abb. 39. Cu-Zn-Pb-Legierung mit 64,01% Cu, 0,48% Pb. $^1/_2$ St. bei etwa 800° geglüht, in $2^1/_2$ St. auf 870° erhitzt, 10 Min. konstant gehalten und abgeschreckt. $v = 100$.

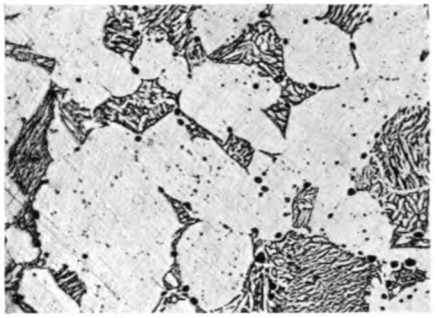


Abb. 40. Cu-Zn-Pb-Legierung mit 64,02% Cu, 1,98% Pb. Wie Abb. 39 $v = 100$.

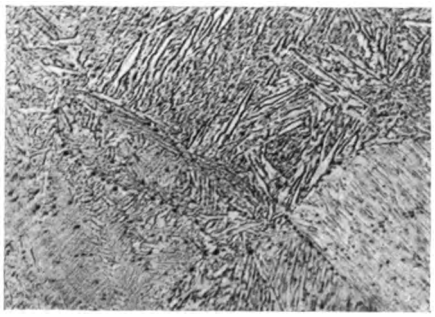


Abb. 41. Cu-Zn-Pb-Legierung mit 60,96% Cu, 1,47% Pb. In 55 Min. von 850° auf 860° erhitzt und abgeschreckt. $v = 100$.

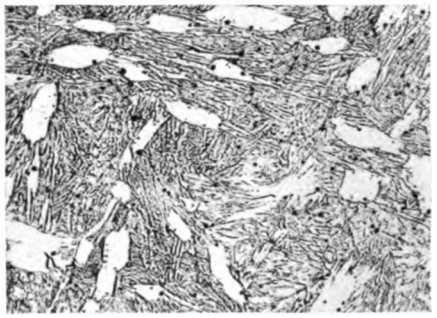


Abb. 42. Cu-Zn-Pb-Legierung mit 60,96% Cu, 1,47% Pb. 2 St. bei 840 ± 3° geglüht und bei 840° in Kältemischung von −11° abgeschreckt. $v = 100$.

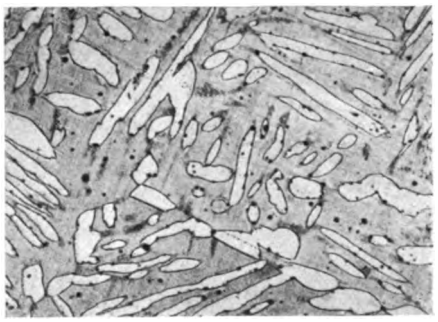


Abb. 43. Cu-Zn-Pb-Legierung mit 61,08% Cu, 1,99% Pb. 2 St. bei 800° geglüht und abgeschreckt. $v = 100$.

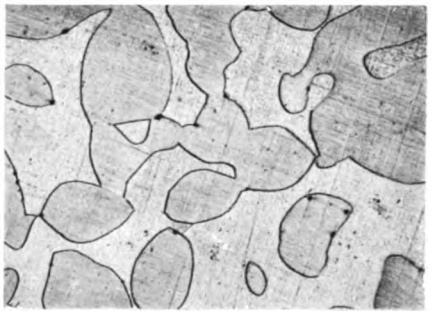


Abb. 44. Cu-Zn-Pb-Legierung mit 60,68% Cu, 0,12% Pb. 3 Tage bei 600° geglüht und abgeschreckt. $v = 100$.

Abb. 45 Cu-Zn-Pb-Legierung mit 60,64% Cu, 0,57% Pb. 55 Min. bei 820° geglüht und abgeschreckt. $v = 100$.

gehalt zu. In den geglühten Legierungen dieses Schnittes lassen sich Bleigehalte von 0,12% noch sehr gut erkennen (Abb. 44).

Eigenartig ist die in Abb. 45 dargestellte, zuerst von F. Ostermann[1,2] beobachtete Gefügeausbildung in einer Legierung mit 60,64% Cu, 0,57% Pb, die bei 820° (also im Zustandsraum $(\beta + S_{Pb})$ abgeschreckt war (vgl. Abb. 17). Ein Teil der β-Mischkristalle hat sich während des Abschreckens direkt in die α-Kristallart umgewandelt, die an ihren charakteristischen Ätzeigenschaften und der starken Zwillingsbildung als solche zu erkennen ist. Eine Deutung dieser spontanen „Um-

[1] Persönliche Mitteilung.

[2] F. Ostermann: Z. Metallkunde Bd. 20, S. 186—188. 1928.

Digitized by Google

wandlung“ ist mit Hilfe der nach dem Gleichgewichtsschaubild zu erwartenden Phasenänderungen unmöglich.

Das Gefüge der Legierungen des Schnittes *d* mit konstantem Kupfergehalt von 58% (Abb. 18) wird durch auch in diesen Legierungen nach dem Glühen einwandfrei zu erkennen (Abb. 50).

Das Gefüge der Legierungen der Schnitte *e* und *f* bietet gegenüber den bereits besprochenen nichts wesent-

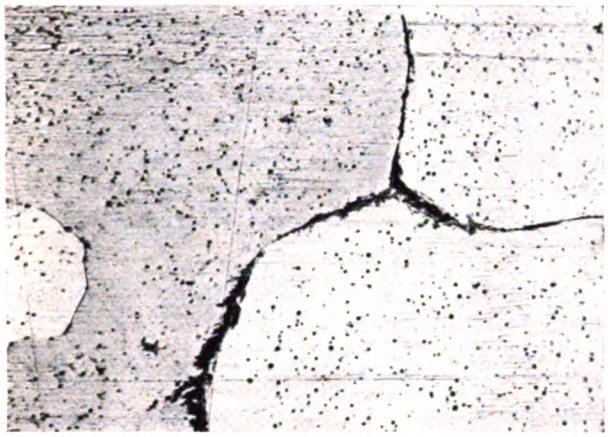


Abb. 46. Cu-Zn-Pb-Legierung mit 58,06% Cu, 2,26% Pb. 2 St. bei 800° geglüht, in 50 Min. auf 760° abgekühlt, 35 Min. konstant gehalten und in Eiswasser abgeschreckt. $v = 100$.

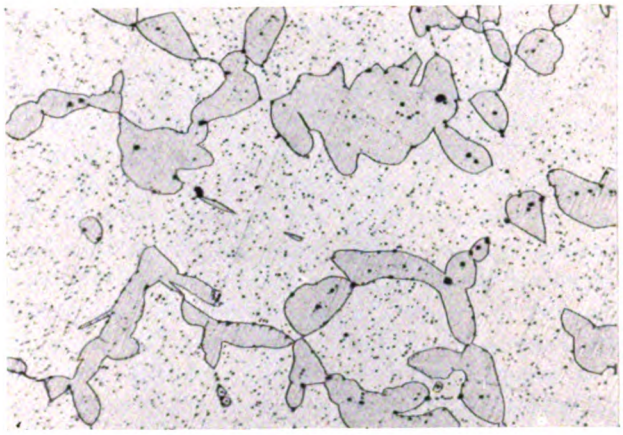


Abb. 47. Cu-Zn-Pb-Legierung mit 58,06% Cu, 2,26% Pb. 2 St. bei 740° geglüht, in 70 Min. auf 680° abgekühlt, 10 Min. konstant gehalten und in Kältemischung von −6° abgeschreckt. $v = 100$.

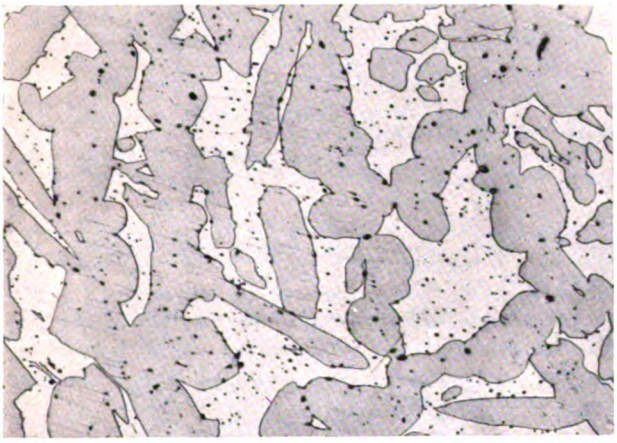


Abb. 48. Cu-Zn-Pb-Legierung mit 58,05% Cu, 1,65% Pb. Wie Abb. 35. $v = 100$.

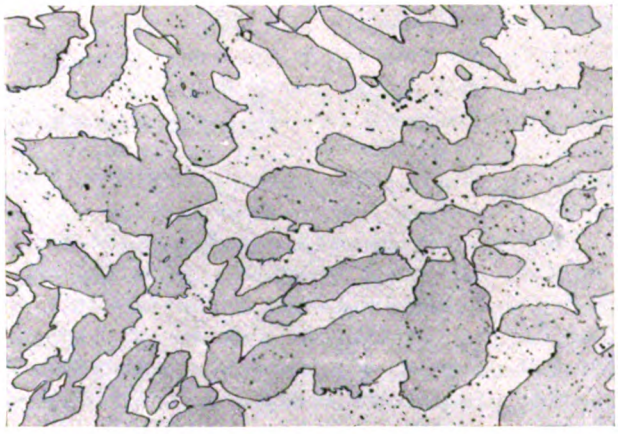


Abb. 49. Cu-Zn-Pb-Legierung mit 57,88% Cu, 0,49% Pb. Wie Abb. 35. $v = 100$.

Abb. 50. Cu-Zn-Pb-Legierung mit 57,82% Cu, 0,11% Pb. Wie Abb. 35. $v = 200$.

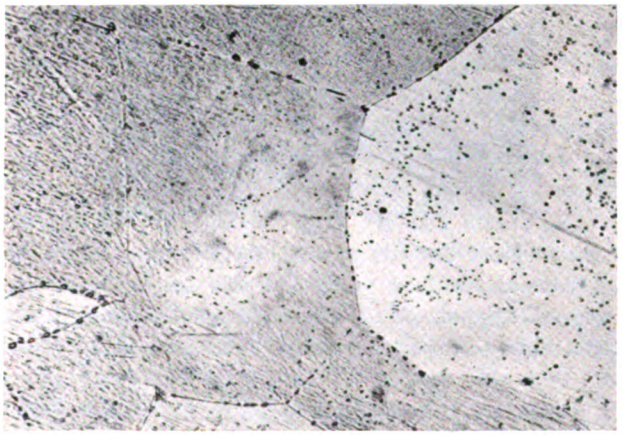


Abb. 51. Cu-Zn-Pb-Legierung mit 54,18% Cu, 1,95% Pb. 17 St. bei etwa 600 geglüht, in 4 St. auf 520° abgekühlt und abgeschreckt. $v = 200$.

die Abb. 46 bis 50 veranschaulicht, und zwar entsprechen die Legierungen der Abb. 46 bis 48 ihrer Zusammensetzung nach der genormten Legierung Ms 58 (Schraubenmessing)[1]. An Hand des Schnittdiagramms erklären sich diese Gefügebilder von selbst. Die Menge der Bleiteilchen nimmt mit abnehmendem Bleigehalt deutlich ab (Abb. 49). Ein Bleigehalt von 0,11% ist lich Neues. Die in Abb. 32 dargestellte Aufteilung der unregelmäßig gestalteten β-Körner des Gußgefüges geht durch Glühen verloren, und es bildet sich ein aus regelmäßig begrenzten β-Kristalliten bestehendes Gefüge (Abb. 51).

[1] Das Gußgefüge dieser Legierung zeigt Abb. 34.

Digitized by Google

4. Zusammenfassung des experimentellen Teiles.

1. Das ternäre System Blei-Zink-Kupfer wurde im Bereich von 100 bis 52% Cu und 0 bis 2,5% Pb mit Hilfe thermischer und mikroskopischer Untersuchungen eines Schnittes für konstanten Bleigehalt von 2% und mehrerer Schnitte für konstante Kupfergehalte von 80 bzw. 64, 61, 58 und 54% ausgearbeitet.

2. Die Erstarrung der ternären Legierungen erfolgt vornehmlich analog den Erstarrungsverhältnissen im System Blei-Kupfer. Die kupferreichen Schmelzen mit Gehalten über etwa 67% Cu entmischen sich bei Temperaturen zwischen 954° und etwa 890° nach der Beziehung $\text{Schmelze}_{Cu} \rightarrow \alpha + \text{Schmelze}_{Pb}$. Die Entmischung der unter Primärkristallisation von β erstarrenden Schmelzen beginnt wenige Grad unterhalb der Temperatur des Beginns der Erstarrung und verläuft in einem sehr engen Temperaturintervall nach der Gleichung $\text{Schmelze}_{Cu} \rightarrow \beta + \text{Schmelze}_{Pb}$. In dem Konzentrationsgebiet der peritektischen Reaktion $\alpha + \text{Schmelze} \rightleftarrows \beta$ tritt eine Vereinigung der beiden Dreiphasengleichgewichte

$\alpha + \text{Schmelze} \rightleftarrows \beta$ (bei 905° im Cu-Zn-System)

und

$\text{Schmelze}_{Cu} \rightleftarrows \alpha + \text{Schmelze}_{Pb}$ (bei 954° im Cu-Pb-System)

zu dem Vierphasengleichgewicht $\alpha + \text{Schmelze}_{Cu} \rightleftarrows \beta + \text{Schmelze}_{Pb}$ bei 886° ein. Das Ende der Erstarrung liegt in allen Legierungen bei etwa 326°.

3. Der Aufbau der Legierungen nach beendeter Entmischung wird bedingt durch die „praktische" Unlöslichkeit des flüssigen und festen Bleis in den α- und β-Kristallen. 0,1% Pb sind in allen Legierungen nach dem Glühen bei verschiedenen Temperaturen und langsamem Erkalten auf Raumtemperatur zu erkennen. Dieser Gehalt liegt an der Grenze des mikroskopisch mit Sicherheit Nachweisbaren.

4. Unter der Voraussetzung eines gleichen Kupfergehaltes der binären und ternären Legierungen werden die $\alpha(\alpha + \beta)$- und $\beta(\alpha + \beta)$-Grenzkurven des Kupfer-Zink-Systems durch Bleizusatz zu höheren Temperaturen verschoben, dagegen haben die binären und ternären Legierungen mit gleichem Verhältnis des Kupfergehaltes zum Zinkgehalt dieselben Grenztemperaturen. Die isothermen Grenzkurven sind gerade Linien, die durch den Zustandspunkt des Bleis gehen.

Untersuchungen an Kupfer und Messing.

Von **O. Bauer**, Frhrn. **v. Göler** und **G. Sachs**[1].

Die Festigkeitseigenschaften von Kupfer und Messing sind trotz der großen technischen Bedeutung dieser Stoffe nur unvollkommen bekannt. Die Angaben in der Literatur über Zugfestigkeit und Dehnung der verschiedenen Legierungen gehen weit auseinander[2], nicht nur für den gegossenen, sondern auch für den verarbeiteten und ausgeglühten Zustand.

Es liegt nahe, zur Erklärung dieser Unterschiede die bekannte Tatsache heranzuziehen, daß sowohl im kaltverformten als auch im geglühten Werkstoff die Kristalle je nach der Vorbehandlung in verschiedener Weise gelagert sein können. Im ersten Teil der vorliegenden Untersuchung wird daher untersucht, wie weit die Zugfestigkeit und Dehnung gewalzter und geglühter Bleche von der Lage des Probestabes im Bleche abhängig sein können.

Der zweite Teil der Arbeit beschäftigt sich mit der Kerbzähigkeit der Messinge. Diese Eigenschaft, die für die Abnahmeprüfung von Stahl eine erhebliche Bedeutung erlangt hat, ist für Nichteisenmetalle bisher kaum untersucht worden. Besonders auch über Kupfer und Messing liegen bisher nur wenige systematische Versuche vor[1].

Die vorliegenden Versuche sind größtenteils an handelsüblichem Material durchgeführt, das in Form 8 mm starker, hart gewalzter Bleche vorlag[2]. Ihre Zusammensetzung[3] zeigt Zahlentafel 1.

Zahlentafel 1.
Zusammensetzung der Proben in Gew.-%.

Werkstoff	Cu	Zn	Pb	Fe	
E—Cu	99,93	—	—	0,016	
Ms 98	98,12	1,63	—	0,29	kein Ni und Sn
Ms 90	90,81	9,19	—	0,08	
Ms 85	84,42	15,65	—	0,07	
Ms 72	71,66	28,40	—	0,07	
Ms 63	63,88	35,72	0,38	0,07	
Ms 60	60,17	39,37	0,47	0,07	

Ms 98 und einige andere zinkarme Legierungen wurden aus Kupfer und reinem Zink (Zink I von Kahlbaum) erschmolzen.

[1] Original: Z. f. Metallkunde Bd. 20, S. 202—208. 1928.

[2] Vgl. z. B. G. Charpy: Bull. Soc. Enc. Bd. 98, I, S. 191 bis 221. 1899; Thurston: Treatise on brasses, bronzes and other alloys. New York 1893, S. 366; Grard: Rev. Mét. Bd. 6, S. 1069—1113. 1909; Metallurgie Bd. 7, S. 651—658. 1910; Lohr: J. Phys. Chemistry Bd. 17, S. 1. 1913; F. Johnson: J. Inst. of Metals Bd. 20, II, S. 233—242. 1918; F. Körber und J. H. Wieland: Mitt. Eisenforsch. Bd. 3, 1, S. 57 bis 87. 1921; F. Körber und W. Rohland: Mitt. Eisenforsch. Bd. 5, S. 55—68. 1924; K. Hanser: Z. Metallkunde Bd. 18, 247—255. 1926.

[1] Vgl. W. Baucke: Int. Z. f. Metallographie Bd. 4, S. 155 bis 166. 1913; D. Bunting: J. Inst. of Metals Bd. 31, I, S. 47—74. 1924; Bd. 33, I, S. 97—107. 1925; F. Körber und J. H. Wieland: A. a. O.; F. Sauerwald und H. Wieland: Z. Metallkunde Bd. 17, S. 358—364. 1925; K. Hanser: A. a. O.

[2] Dem Kabelwerk Oberspree der AEG. sind wir für die Überlassung des Materials zu Dank verpflichtet.

[3] Die Analysen wurden freundlicherweise von Herrn Prof. E. Deiß übernommen.

Digitized by Google

Festigkeitseigenschaften und Gefüge.

Walzblech.

Aus älteren Untersuchungen[1] her ist bekannt, daß in gewalztem Kupfer- und Messingblech Querproben eine höhere Festigkeit als Längsproben aufweisen. Wie Abb. 1 zeigt, trifft dies wohl für alle untersuchten technischen

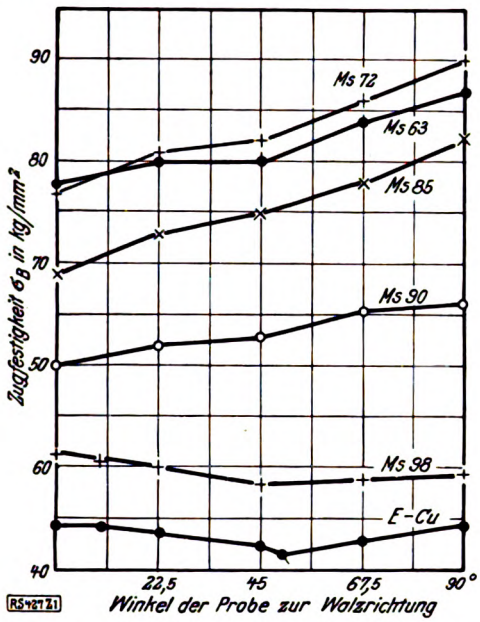


Abb. 1. Einfluß der Probenlage auf die Zugfestigkeit von hartgewalztem (4 mm auf 0,3 mm = 92%) Kupfer und Messingblech.

Messingsorten zu (Ms 60 ist nicht mit aufgenommen, da die Ergebnisse wohl infolge des heterogenen Aufbaues sehr ungleichmäßig waren), nicht aber für Kupfer und eine Legierung mit 1,8% Zn[2]. Bei Kupfer wurde die

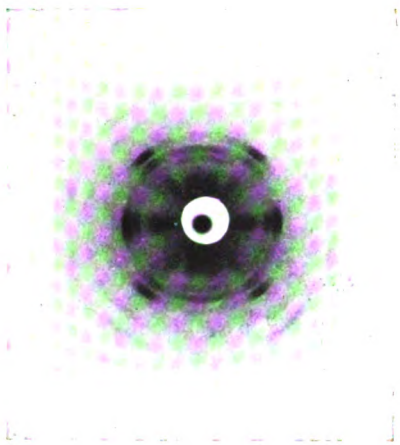


Abb. 2. Röntgenaufnahme von gewalztem Kupferblech, senkrecht zur Walzrichtung (4 mm auf 0,05 mm = 98,8%).

Zugfestigkeit — in zwei unabhängigen Versuchsreihen übereinstimmend — in der Quer- und Längsrichtung gleich groß, unter 45° um 5% kleiner festgestellt. Auch Müller[1] findet in seinen Untersuchungen für das stärkst gewalzte Kupfer einen ähnlichen Verlauf.

Dabei sehen die Röntgenaufnahmen von gewalztem Kupfer, Abb. 2, und von α-Messing, Abb. 3, sehr ähnlich aus. Sie fügen sich im wesentlichen in die Walztextur

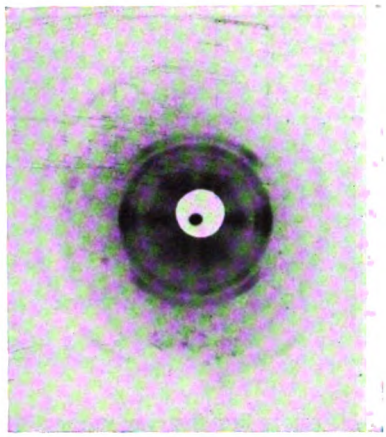


Abb. 3. Röntgenaufnahme von gewalztem Messingblech aus Ms 85.

ein, die für alle regulär-flächenzentrierten Metalle (Kupfer, Messing, Aluminium, Silber usw.) als gültig festgestellt ist[2]. Allerdings sind geringe Unterschiede bei schärferem Vergleich nicht zu verkennen[3]; doch steht ihre Deutung noch aus. Die vorliegenden Aufnahmen gehören zu sehr weitgehend gewalzten Blechen (rd. 99%). Bei den zu Festigkeitsversuchen verwendeten Blechen war die Gleichrichtung der Kristalle im Röntgenbild nur andeutungsweise zu erkennen.

Bei Ms 60 war eine Gleichrichtung der Kristalle dem Röntgenbild nach kaum vorhanden.

Die Richtungsabhängigkeit der Festigkeitseigenschaften äußert sich beim gewalzten Blech auch in der Bruchausbildung. Die dünnen harten Bleche reißen in der

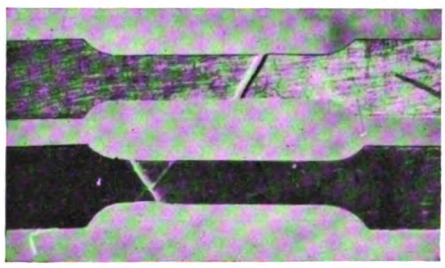


Abb. 4. Zerrissene Probestäbe von hartgewalztem Messing.

Regel entsprechend Abb. 4 mit einer schrägen Einschnürung ab. Dabei ist der Winkel zur Stabachse, wie Abb. 5 zeigt, gesetzmäßig von der Probenlage abhängig. Wie diese eigentümliche Erscheinung zustande kommt, bedarf noch der Aufklärung.

---

[1] W. Müller: Forsch.-Arb. V. d. I. Heft 211, S. 48—64. 1918; F. Körber und J. H. Wieland: A. a. O.

[2] Von den Blechen wurden runde Scheiben ausgeschnitten, bei 600° ½ St. geglüht, in verschiedenen Richtungen auf 4 mm gewalzt, wieder ½ St. bei 500° geglüht und dann in einer Richtung auf 0,3 mm für die Festigkeitsversuche und 0,05 mm für die Röntgenaufnahmen herabgewalzt.

[1] A. a. O.

[2] Frhr. v. Göler und G. Sachs: Z. Phys. Bd. 41, S. 873—888. 1927; F. Wever und W. Schmidt, Mitt. Eisenforsch. Bd. 9, S. 265—272. 1927; Z. techn. Phys. Bd. 8, S. 398 bis 400. 1927.

[3] R. Glocker: Materialprüfung mit Röntgenstrahlen. Berlin 1927, S. 329.

Digitized by Google

Geglühtes Blech.

Bei geglühtem Kupferblech können nach neueren Untersuchungen starke Unterschiede in den Dehnungswerten festgestellt werden, je nach der Lage des Probestabes im Blech[1].

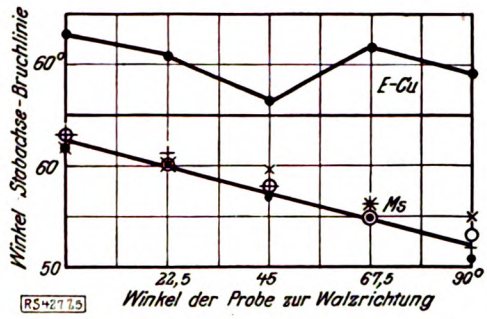


Abb. 5. Bruchwinkel von Proben aus Kupfer- und Messingblech in verschiedener Probenlage zur Walzrichtung.

Wie Abb. 6 zeigt, besaßen im vorliegenden Fall die unter 45° zur Walzrichtung entnommenen Proben 76% Dehnung, gegenüber 20% übereinstimmend in der Längs- und Querrichtung. Solche Bleche sind für die Technik von geringem Wert, da sie sich beim Tiefziehen verziehen und gegenüber anderen Blechen ohne solche Richtungsunterschiede geringe Tiefungswerte aufweisen[2]. Auch traten bei der Entnahme der Proben unter 45° und noch stärker unter 22,5 und 67,5° streifige Aufrauhungen der Oberfläche ein[3]. Beim Tiefungsversuch konnten entsprechende Fließfiguren beobachtet werden, die die Oberfläche unansehnlich machten.

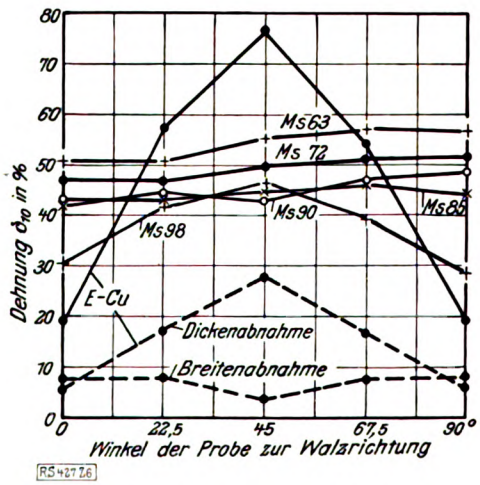


Abb. 6. Einfluß des Probewinkels zur Walzrichtung auf die Dehnung von geglühtem (500°, ½ St.) Kupfer- und Messingblech.

Bei geglühtem Messingblech ist die Richtungsabhängigkeit der Festigkeit und Dehnung nach Abb. 6 und 7 ganz andersartig. Die Festigkeit nimmt von der Walz- zur Querrichtung ab, die Dehnung zu.

Die Cu-Legierung mit 1,8% Zn bildet wieder einen Übergang vom Kupfer zu den Messingen, besonders auch bezüglich der Dehnung.

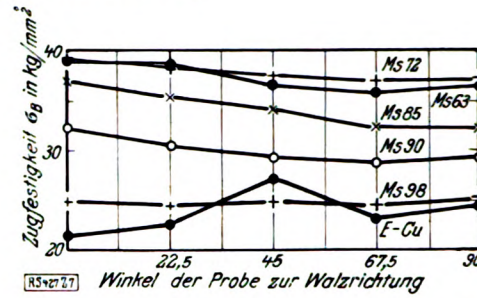


Abb. 7. Einfluß des Probewinkels zur Walzrichtung auf die Zugfestigkeit von geglühtem (500°, ½ St.) Kupfer- und Messingblech.

Diesen Unterschieden in den Festigkeitseigenschaften entsprechend sehen auch die Röntgenaufnahmen von Kupfer und Messing nach Abb. 8 und 9 verschieden aus. Bei Kupfer liegen die Kristalle mit einer Würfelfläche ihrer Gitterwürfel in der Walzebene[1], bei Messing[2] — ähnlich wie bei Silber — in einer verwickelten, bisher noch nicht ganz geklärten Anordnung. Diese ist recht

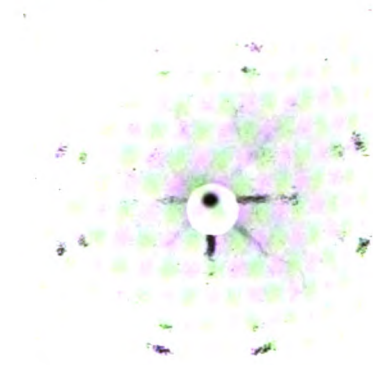


Abb. 8. Röntgenaufnahme von geglühtem Kupferblech (500°, ½ St.).

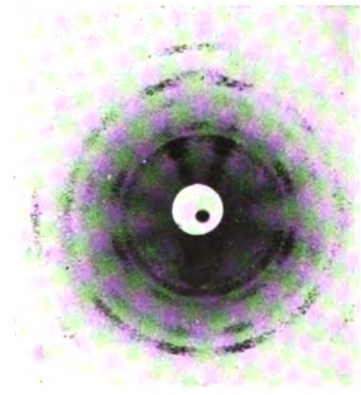


Abb. 9. Röntgenaufnahme von geglühtem Messingblech, Ms 85 (500°, ½ St.).

[1] W. Köster: Z. Metallkunde Bd. 18, S. 112—116. 1926; Frhr. v. Göler und G. Sachs: Z. Phys. Bd. 41, S. 889—906. 1927.

[2] Frhr. v. Göler und G. Sachs: A. a. O.; vgl. auch K. Kaiser: Z. Metallkunde Bd. 19, S. 435—439. 1927.

[3] Auf diese Erscheinung wurden wir zuerst von Herrn Dr. W. Köster aufmerksam gemacht.

[1] W. Köster: A. a. O.; G. Tammann und H. H. Meyer: Z. Metallkunde Bd. 18, S. 176—181. 1926; R. Glocker und H. Widmann: Z. Metallkunde Bd. 19, S. 41—43. 1927; Frhr. v. Göler und G. Sachs: A. a. O.; H. Widmann: Z. Phys. Bd. 45, S. 200—224. 1927.

[2] R. Glocker: Materialprüfung, S. 337; A. Baß: Dissertation, T. H. Stuttgart 1926.

Digitized by Google

ausgesprochen und nach unseren Versuchen für alle technischen α-Messinge gleich, unterscheidet sich aber, wie einige vorläufige Drehaufnahmen um die Walzrichtung, Abb. 10 und 11, gezeigt haben, nur wenig von der Kristallanordnung im gewalzten Blech. Zink-Kupferschaften entsprechend gelegener Kristallgruppen ableiten. Danach war ein Höchstwert der Zugfestigkeit unter 10° zur Walzrichtung, ein Mindestwert unter 50° zu erwarten, was, wie Abb. 1 zeigt, durch den Versuch bestätigt werden konnte.

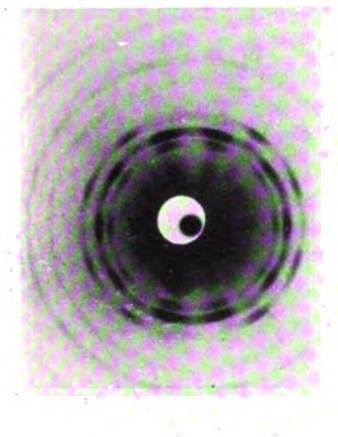


Abb. 10. Röntgendrehaufnahme von gewalztem Messingblech Ms 85 (4 mm auf ×0,05 mm = 98,8%).

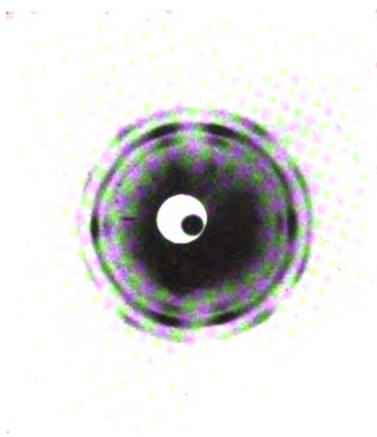


Abb. 11. Röntgendrehaufnahme von geglühtem Messingblech Ms 85 (gegl. 500°, ½ St.).

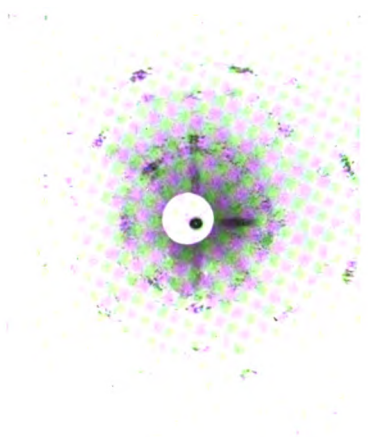


Abb. 12. Röntgendrehaufnahme eines geglühten Bleches einer Legierung mit 1,8% Zn und Rest Cu (gegl. 500°, ½ St.).

legierungen mit geringem Zinkgehalt (1,8%) lassen, wie nach den Festigkeitseigenschaften zu erwarten, Übergänge zwischen der Kristallanordnung des Kupfers und der Messinge erkennen[1]. Oder sie zeigen vielmehr, wie z. B. in Abb. 12, sowohl die Anordnung des Kupfers, Abb. 8, als auch die der Messinge, Abb. 9.

Blech und Einzelkristall.

Die Festigkeitsverhältnisse beim geglühten Kupferblech stehen in guter Übereinstimmung mit den Eigenschaften entsprechend gelegener Kristalle. Bei Aluminium sind diese genauer untersucht[2], und da Kupfer das gleiche Gitter hat, dürften die Verhältniswerte auch für Kupfer annähernd zutreffen[3]. Unter 45° liegt eine Flächendiagonale der Gitterwürfel in der Längsrichtung der Probestäbe; und derart gelegene Kristalle von Aluminium zeigen Dehnungen bis 90%. In der Würfelkante dagegen, die der Walz- und Querrichtung entspricht, sind bei Kristallen nur Dehnungen um 30% beobachtet. In weitgehender Anlehnung an das Verhalten einzelner Kristalle läßt sich sogar, wie Abb. 6 zeigt, feststellen, daß bei den unter 45° gelegenen Proben die Querschnittsänderung sich hauptsächlich auf die Dickenabmessung erstreckt, die Breite des Stäbchens also bei der Dehnung fast erhalten bleibt.

Auch beim harten Kupferblech läßt sich die Richtungsabhängigkeit der Zugfestigkeit aus den Eigen-

Wie weit die Festigkeitseigenschaften der gewalzten und geglühten Messinge sich aus der Anordnung der Kristalle erklären, bedarf noch einer genaueren Untersuchung. Der verhältnismäßig geringe Effekt könnte zum Teil auch durch die Streckung der Kristalle und der Verunreinigungen verursacht sein.

Kerbschlagversuche mit kaltgequetschten und wieder angelassenen Probestäben.

Wird ein Metall oder eine Legierung kalt gereckt oder gequetscht, so sinkt die Kerbzähigkeit, der Werkstoff wird spröde.

Beim Eisen stellt sich der Höchstwert der Sprödigkeit nicht unmittelbar nach erfolgter Kaltreckung ein, sondern erst nach einer gewissen Zeit; das Material „altert". Die Alterungsgrenze (der Höchstwert der Sprödigkeit) wird bei gewöhnlicher Temperatur je nach Art des Eisens etwa nach einem Jahr oder nach noch längerer Zeit erreicht, wesentlich schneller (in 1 bis 2 St.) durch Anlassen bei niedrigen Wärmegraden (200 bis 300°). Abb. 13 zeigt schematisch den Einfluß des Kaltquetschens und des Anlassens bei steigenden Temperaturen auf die Kerbzähigkeit gewöhnlichen Flußeisens. Es war von Interesse, festzustellen, ob Kupfer und Zink-Kupfer-Legierungen (Tombak, Messing) ähnliche Alterungserscheinungen zeigen wie Eisen. Hierzu wurden den angelieferten Blechen von 8 mm Dicke Stäbchen von 12×100 mm entnommen, bei 600° 2 St. geglüht, ihr Mittelteil von 12 auf

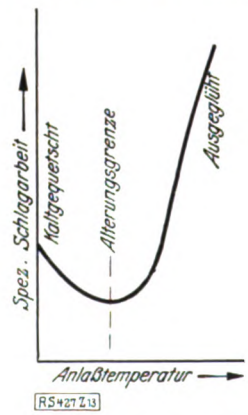


Abb. 13. Einfluß des Kaltquetschens und Wiede anlassens auf die Kerbzähigkeit von Eisen.

[1] Eine Legierung mit 2,8% Zn zeigte noch Andeutungen der Kupferanordnung nach sehr starkem Herabwalzen.

[2] R. Karnop und G. Sachs: Z. Phys. Bd. 41, S. 116 bis 139. 1927; Frhr. v. Göler und G. Sachs: Z. techn. Phys. Bd. 8, S. 586—595. 1927; G. Sachs: Z. V. d. I. Bd. 71, S. 577 bis 584. 1927.

[3] Den vorliegenden Versuchen annähernd entsprechende Verhältniswerte ergeben sich auch schon aus den Versuchen von J. Czochralski: Z. Metallkunde Bd. 15, S. 7—16. 1923 an kleinen Kupferkristallen.

Digitized by Google

10 mm = 17% gestaucht und Proben 8×10×100 mm mit einem Rundkerb von 2 mm Dmr. hergestellt[1].

Die Kerbzähigkeiten[2] der bei verschiedenen Temperaturen angelassenen bzw. geglühten Stoffe (je 3 Proben 2 St. geglüht und langsam abgekühlt) sind in Abb. 14 zusammengestellt. In den Kurven kommt der Einfluß der

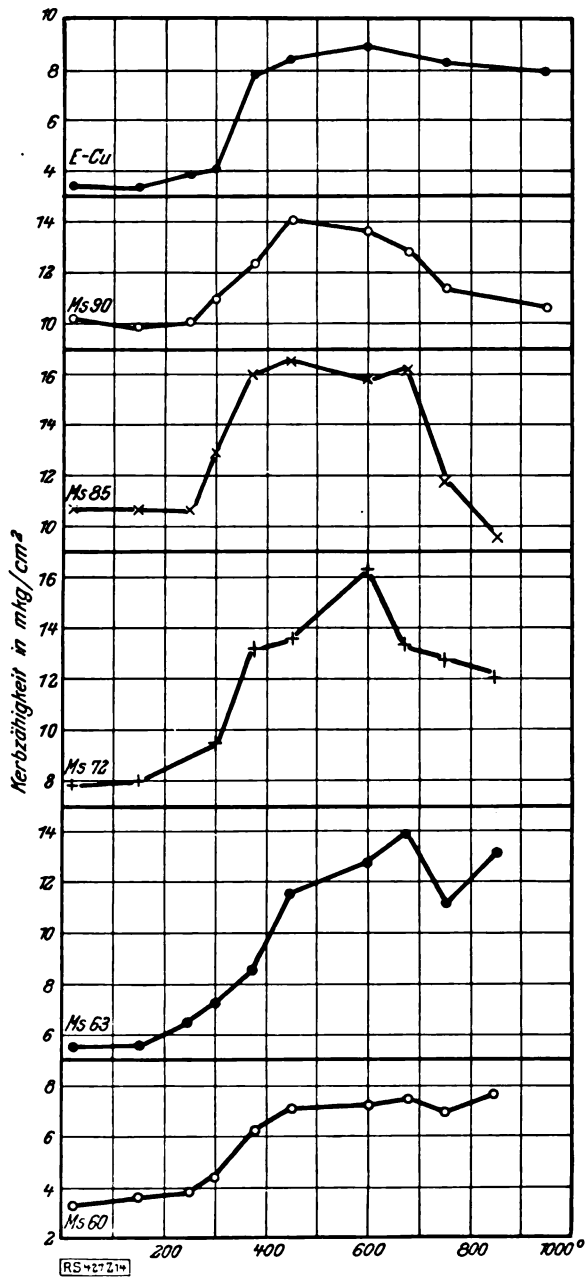


Abb. 14. Kerbzähigkeit von Kupfer und Messing, kaltverformt und bei verschiedenen Temperaturen, je 2 St. geglüht.

Glühtemperatur im großen ganzen gut zum Ausdruck. Ein anfänglicher Abfall der Kerbzähigkeit (wie beim Eisen) tritt nicht, oder beim Kupfer und Ms 90 nur kaum erkennbar ein. Schon von 200° Anlaßhitze ab macht sich die Glühwirkung in einer deutlichen Steigerung der Kerbzähigkeit bemerkbar. Kupfer und Zink-Kupfer-Legierungen (Tombak und Messing) verhalten sich hiernach grundsätzlich verschieden wie Eisen.

Die höchsten Kerbzähigkeiten werden durchweg bei Glühtemperaturen zwischen 450° und 600° erreicht. Diese Temperaturen dürften etwa auch den Verhältnissen in der Praxis entsprechen. Höhere Gittertemperaturen haben bei einigen Messingen einen Abfall der Kerbzähigkeit zur Folge, sind also in der Praxis möglichst zu vermeiden. In der Aufdeckung dieser Tatsache liegt ein gewisser Vorteil der Kerbschlagprobe, da andere Festigkeitseigenschaften diesen Zähigkeitsabfall nicht so deutlich anzeigen.

Der eigenartige Kurvenverlauf bei Ms 63 dürfte mit den Zustandsänderungen bei Temperaturerhöhung (Ausscheidung einer neuen Kristallart) zusammenhängen[1].

Sehr deutlich kommt die mit wachsender Glühtemperatur eintretende Steigerung des Formänderungsvermögens im Aussehen der Brüche zum Ausdruck, von denen einige in Abb. 15 wiedergegeben sind. Die kaltverformten Proben brechen bei Kupfer und den zinkreichen Legierungen ganz durch, bei den übrigen tief ein. Mit zunehmender Glühtemperatur wird der Einriß kleiner und verschwindet ab 450° bei den kupferreichsten Messingen (Ms 90, Ms 85 und Ms 72) ganz. Beim verhältnismäßig spröden Ms 60, das aus zwei Kristallarten ($\alpha + \beta$) besteht, ist die Zähigkeitssteigerung nur an der zunehmenden Verzerrung des Bruchquerschnittes zu erkennen.

Beim Kerbschlagversuch ist an der Verformung hauptsächlich der Werkstoff in der Nähe des Kerbs beteiligt. Das Volumen dieses fließenden Bereichs steht aber keineswegs in einer einfachen Beziehung zur Kerbzähigkeit[2], wie es Moser[3] für Stahl annimmt. Wie aus Abb. 16 ersichtlich ist, erstreckt sich bei kaltverformten (und bei nicht zu hoch geglühten) Proben der Fließbereich einseitig vom Kerb nach der Druckseite hin und bildet einen schmetterlingsförmigen Bereich. Dabei ist dieser beim geglühten Werkstoff merklich größer als beim ungeglühten. Ein sehr ausgedehnter Fließbereich bildet sich bei den hochgeglühten (ab 675°) und dabei grobkörnig gewordenen Proben aus. Dies führt zu einer Verkrümmung der Kerbschlagproben an der Bruchstelle, wodurch der Kerb auch, wie Abb. 15 zeigt, verhältnismäßig wenig aufgebogen wird. Die Ursache hierfür dürfte in der niedrigen Streckgrenze des grobkörnigen Werkstoffes liegen.

Die in Abb. 14 mitgeteilten Werte der Kerbzähigkeiten können keine allgemeine Geltung beanspruchen. Zunächst ist ein erheblicher Teil der Proben gar nicht durchgeschlagen, so daß die Zähigkeit des Werkstoffes nicht erschöpft ist. Dieser Umstand dürfte aber — wenigstens für Vergleichszwecke — von geringerer Bedeutung sein. Ferner zeigte es sich bei den Versuchen, daß auch die Sorgfalt des Glühens (Schutz vor Oxydation) die Werte nicht unerheblich beeinflußt. Vor allem aber ergaben Stichversuche, daß bei einigen Stoffen, be-

[1] Vgl. O. Bauer: Mitt. Materialpr.-Amt Bd. 35, S. 194. 1917, ferner O. Bauer: Mitt. d. Vereinig. d. Großkesselbesitzer Nr. 15, S. 7. 1927.

[2] Zu den Versuchen diente ein Kerbschlaghammer für 10 mkg Schlagarbeit der Firma L. Schopper, Leipzig.

[1] F. Ostermann: Z. Metallkunde Bd. 19, S. 349—351. 1927.

[2] Vgl. F. Sauerwald und H. Wieland: A. a. O.

[3] M. Moser: Krupp Monatsh. Bd. 2, S. 1—16. 1921; Bd. 4, S. 48—58. 1924.

Digitized by Google

sonders Kupfer, die Kerbzähigkeit der Proben trotz der Zwischenbehandlung von ihrer ursprünglichen Lage im Blech stark abhing. Bei kaltverformtem Kupfer und Ms 90 sowie geglühtem Kupfer wurden bei anderer Entnahme der Proben bis zu 40% kleinere Werte festgestellt; in den anderen Fällen ging der Einfluß nicht über 15% hinaus. Bei gelegentlichen Untersuchungen an Messingproben, die als einheitlich bezeichnet waren, konnten sogar Werte im Verhältnis 1 : 3 beobachtet werden. An eine Aufstellung von Richtungswerten für die Kerbzähigkeit von Kupfer und Messing kann also vorläufig nicht gedacht werden.

Abhängigkeit der Festigkeitseigenschaften vom Zinkgehalt.

Zugfestigkeit und Dehnung von Zink-Kupfer-Legierungen sind entsprechend Abb. 17 und 18 am höchsten bei Legierungen mit etwa 70% Cu und nehmen sowohl zum Kupfer als auch zunächst zu den zinkreicheren Legierungen hin ab. Die Höchstwerte der Kerbzähigkeit sind dagegen nach Abb. 19 zu kupferreicheren Legierungen hin verschoben. Es sind dies solche Legierungen, deren hohes Formänderungsvermögen auch in einer besonders starken Einschnürung beim Zugversuch zum Ausdruck kommt.

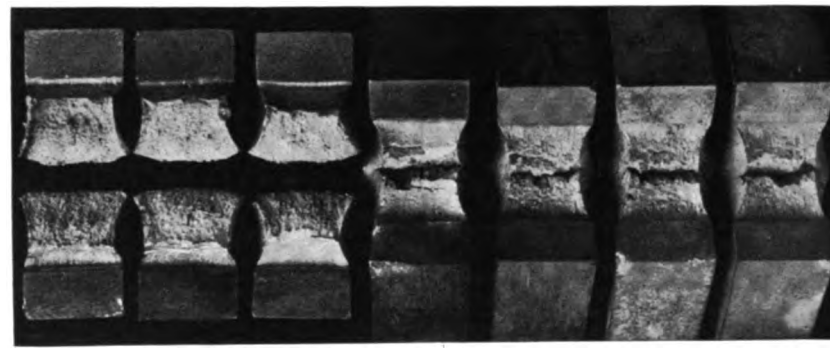
In den Kerbschlagwerten, Abb. 19, fällt das Kupfer seiner sehr geringen Werte wegen auf. Die Ursache hierfür dürfte besonders in der Verringerung des Formänderungsvermögens durch den Sauerstoffgehalt zu suchen sein. Gewöhnliches ungeschmolzenes Elektrolytkupfer hat bei Zugversuchen in der Regel eine Einschnürung nicht über 70%, während sauerstoffreies Elektrolytkupfer (Elmore-Kupfer) Werte über 90% aufweist. Von der Einschnürung und der Festigkeit oder Härte hängt aber im wesentlichen auch die Kerbzähigkeit ab[1].

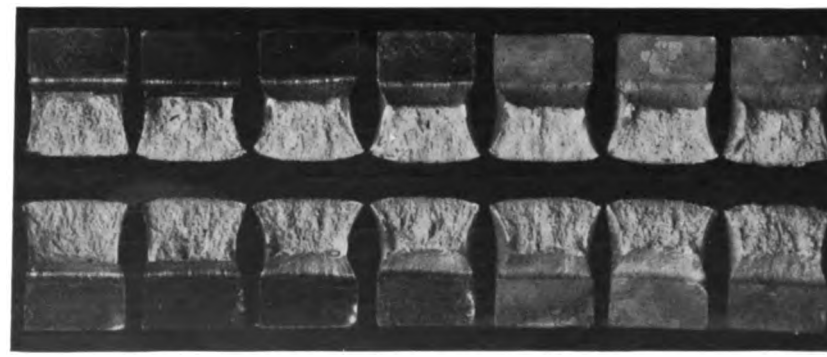
Einfluß der Wärmebehandlung.

Die handelsüblichen Messinge mit 60 und 58 Gew.-% Cu bestehen, wie Abb. 20 zeigt, aus zwei Kristallarten; und zwar sind Platten von kupferreichem α in der β-Grundmasse eingelagert. Mit wachsender Temperatur nimmt nun, dem Zustandsschaubild entsprechend,

950°

950°





17% gestaucht | 300° | 375° | 450° | 600° | 750° | 850°

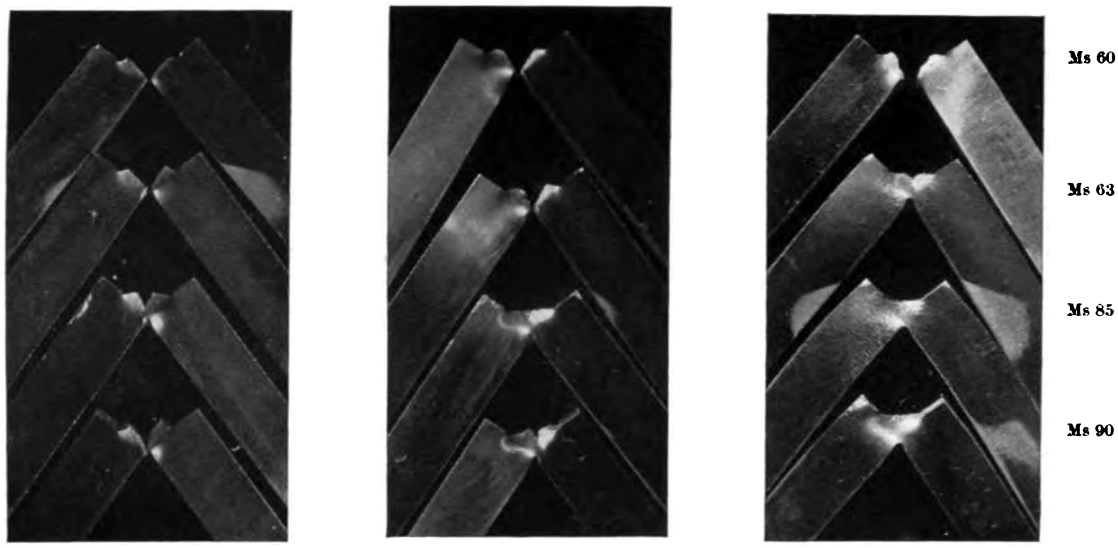
Glühtemperatur

Abb. 15a. Abb. 15b. Abb. 15c. Abb. 15d. } Kerbschlagproben von verschieden behandeltem { E – Cu, Ms 85, Ms 63, Ms 60.

[1] Vgl. K. Hanser: A. a. O.

Digitized by Google

die Menge des α-Bestandteils allmählich ab und verschwindet schließlich vollständig. Das Abschrecken von den entsprechenden Temperaturen ist, wie Abb. 21 bis 23 zeigen, imstande, diesen bei Raumtemperatur instabilen Zustand ganz oder teilweise aufrecht zu erhalten. Eine solche Zustandsänderung bietet aber ganz allgemein die Möglichkeit, die Festigkeitseigenschaften der betreffenden Legierungen in weiten Grenzen zu verändern. Die bekanntesten Beispiele sind die Stähle und Aluminiumlegierungen; und auch von den heterogenen Messingen ist diese Eigenschaft bekannt[1], hat aber bisher nur geringe praktische Bedeutung erlangt. Wie Abb. 24 zeigt, können z. B. durch Abschrecken von verschiedenen Temperaturen die Eigenschaften von Muntzmetall (Ms 60) erheblich geändert werden. Die stärkste Wirkung tritt ähnlich wie bei Stahl dann ein, wenn die Temperatur gerade ausreicht, um die α-Kristalle völlig in den β-Kristallen aufgehen zu lassen. Und zwar zeigt



gestaucht 17% | 375° geglüht | 750° geglüht

Abb. 16a bis c. Kerbschlagproben von Kupfer und Messing.

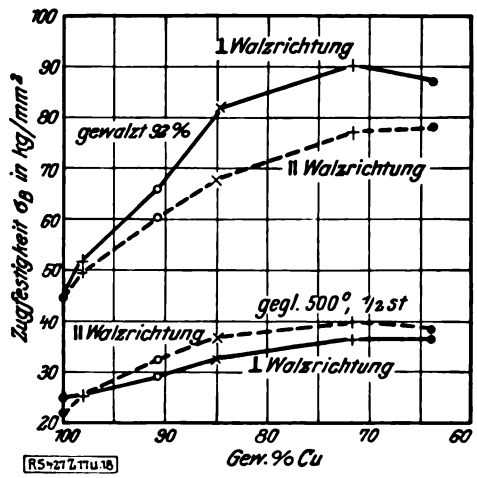


Abb. 17. Zugfestigkeit von Kupfer- und Messingblech.

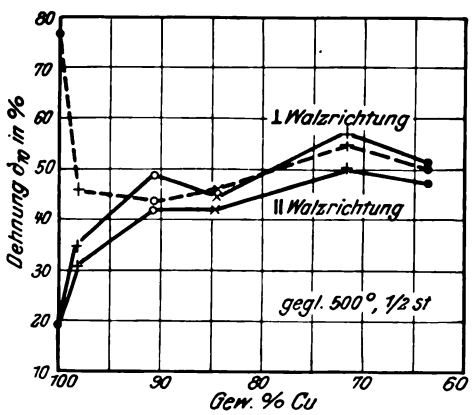


Abb. 18. Dehnung von Kupfer- und Messingblech.

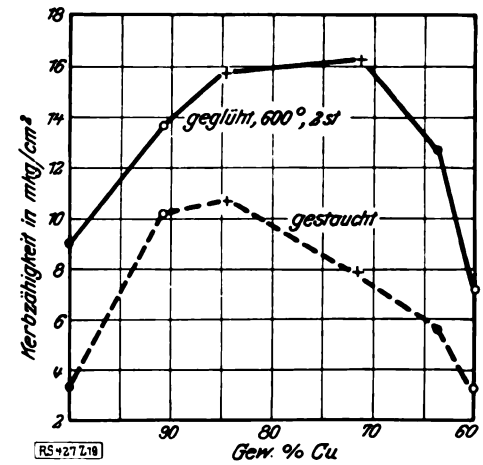


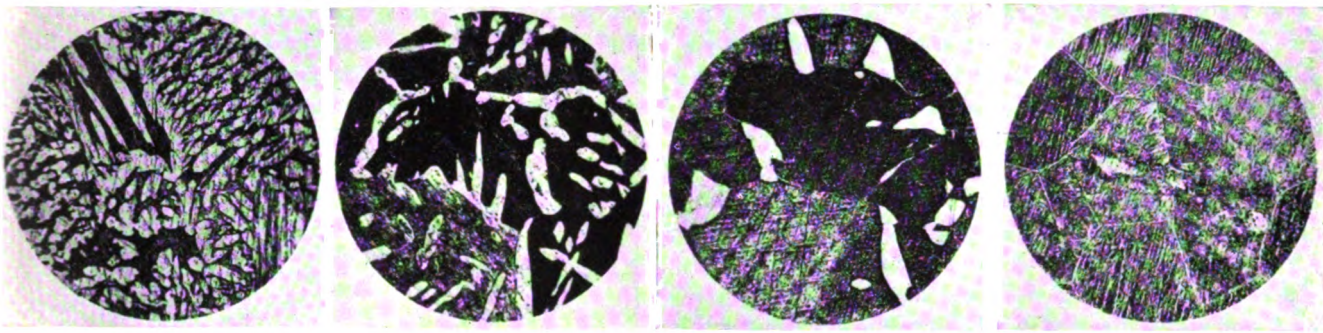
Abb. 19. Kerbzähigkeit von Kupfer- und Messingblech (Probenform: 8 × 10 × 100, 2 mm Kerb-Dmr.).

es sich, daß eine Erhöhung der Härte durch Abschrecken eine Verminderung der Kerbzähigkeit und damit des Formänderungsvermögens zur Folge hat. Durch schroffes Abschrecken und nachträgliches Anlassen können die Eigenschaften in noch erheblich weiteren Grenzen verändert werden.

Die bei der Wärmebehandlung eintretenden Gefügeänderungen haben unter anderem auch eine Veränderung

[1] V. O. Homerberg und D. N. Shaw, sowie R. S. Williams und V. O. Homerberg: Trans. Am. Inst. Min. Met. Eng. 1924; vgl. Z. Metallkunde Bd. 16, S. 327—328. 1924; T. Matsuda: J. Inst. of Metals 1928, Vorbericht 463.

Digitized by Google



Anlieferungszustand (langsam erkaltet?) | von 650° abgeschreckt | von 700° abgeschreckt | von 750° abgeschreckt

Abb. 20 bis 23. Gefüge handelsüblicher Messinge mit 60% Cu. 65mal vergr. (100mal). Geätzt mit Kupferammoniumchlorid.

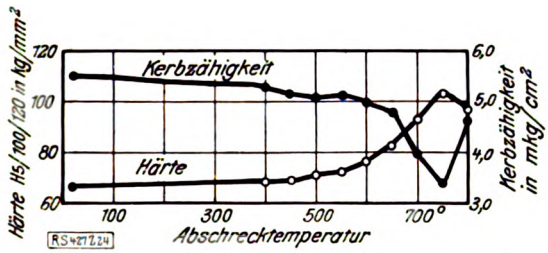


Abb. 24. Kerbzähigkeit und Kugeldruckhärte von Muntzmetall (Ms 60) von verschiedenen Temperaturen abgeschreckt.

der Korrosionsbeständigkeit zur Folge. Der Gewichtsverlust einer Legierung mit 56,8% Cu, 39,9% Zn, 1,24% Fe, 1,42% Ni, 1,00% Al, 0,48% Pb und 0,07% Sn in 1proz. Salzsäure erhöhte sich beim Abschrecken von 700° und 750° auf das $2^1/_2$fache gegenüber Abschrecken von 450 bis 600°. Im angelieferten Zustande war der Gewichtsverlust noch doppelt so hoch wie abgeschreckt, was vermutlich auf die Wirkung von Reckspannungen zurückzuführen ist, die sich durch Aufreißen bemerkbar machten.

Versuche zum Duraluminproblem.

Von **E. Schmid** und **G. Wassermann**[1].

Eine endgültige Klarstellung der bei der Vergütung des Duralumins sich abspielenden inneren Vorgänge steht noch aus. Auf eine erneute Darlegung der verschiedenen Vergütungshypothesen sei hier indessen verzichtet, da es an zusammenfassenden Arbeiten über die Entwicklung unserer Anschauungen auf dem Gebiete der vergütbaren Legierungen nicht mangelt[2]. Man ist heute ziemlich allgemein der Auffassung, daß die Ausscheidung einer neuen Kristallart in hochdisperser Form für die mit der Alterung einhergehende Verfestigung verantwortlich zu machen ist. Die Frage, welche Legierungsbestandteile es sind, die man als Träger der Duraluminvergütung anzusehen hat, ist dagegen noch umstritten. Die darüber herrschenden Ansichten seien im nachfolgenden kurz zusammengefaßt.

Bei der künstlichen Alterung des Duralumins wird heute im Sinne von Merica, Waltenberg und Scott[3] wohl allgemein angenommen, daß die Veredelungswirkung der Verbindung $CuAl_2$ zuzuschreiben ist, da ja auch die magnesiumfreien Kupfer-Aluminium-Legierungen bei erhöhter Temperatur sehr gute Verfestigungseffekte zeigen. Die Gegenwart von Magnesium erhöht allerdings noch das Ausmaß der Verfestigung.

Im Gegensatz hierzu besteht bezüglich der Alterung bei Zimmertemperatur keineswegs eine einheitliche Auffassung über die Natur der Kristallart, welche durch ihre Ausscheidung die Vergütung bewirken soll. Die Ursache dafür bilden zum Teil einander anscheinend widersprechende Versuchsergebnisse, die bei der Untersuchung magnesiumfreier Kupfer-Aluminium-Legierungen erhalten worden sind. Während Merica und seine Mitarbeiter, Portevin und Le Chatelier, neuerdings auch Fraenkel und Marx[1] auch durch Lagernlassen bei Zimmertemperatur durchaus deutliche Effekte erzielen konnten, wurde von anderer Seite, zuerst von Jeffries und Archer[2], den Kupfer-Aluminium-Legierungen die Fähigkeit zur natürlichen Alterung weitgehend abgesprochen. Es liegt die Vermutung nahe, daß hier geringe Änderungen des Gehaltes an Verunreinigungen (Silizium und Eisen) von Einfluß sind. Daher war eine wesentliche Klärung des Sachverhaltes zu erwarten, als es in Amerika gelang, ein besonders reines Aluminium mit nur etwa 0,05% Gesamtgehalt an Silizium und Eisen zu erzeugen[3]. Aus solchem Aluminium hergestellte kupferhaltige Legierungen zeigten, wie Dix und Richardson[4] und Archer[5] feststellten, eine sehr deutliche Vergütung bei Zimmertemperatur. Besonders bemerkenswert ist, wie ebenfalls Archer gezeigt hat,

[1] Original: Metallwirtschaft Bd. 7, S. 1229, 1928.

[2] Vgl. beispielsweise K. L. Meißner: Z. V. d. I. Bd. 70, S. 391. 1926.

[3] P. D. Merica, R. G. Waltenberg und H. Scott: Scient. Pap. Bur. of Standards Bd. 15, S. 271. 1919.

[1] P. D. Merica, R. G. Waltenberg und H. Scott: l. c. — A. Portevin und F. Le Chatelier: Rev. Mét. Bd. 21, S. 232. 1924. — W. Fraenkel und L. Marx: Vortrag Hauptvers. D. Ges. f. Metallkde., Dortmund 1928.

[2] Amerik. Patent 1472738 von 1921 (zit. nach K. L. Meißner: l. c.).

[3] F. C. Frary: Chem. Metallurg. Engg. Bd. 32, S. 485. 1925; ref. Z. Metallkunde Bd. 17, S. 234. 1925.

[4] E. H. Dix und H. H. Richardson: Trans. Amer. Inst. Min. and Met. Eng., Februar 1926.

[5] H. Archer: Trans. Amer. Soc. Steel Treating Bd. 10, S. 718. 1926.

Digitized by Google

daß ein aus dem reinen Aluminium hergestelltes (also siliziumfreies) Duralumin bei natürlicher Alterung einen Veredlungseffekt aufweist, der hinter dem des technischen Duralumins nicht zurücksteht.

Diese Versuche scheinen die Beweiskraft der Untersuchungen englischer Forscher, die mit Nachdruck auf das Mg_2Si hingewiesen hatten, wesentlich herabzumindern. Hanson und Gayler[1] hatten nämlich an kupferfreien, Mg_2Si-haltigen Aluminiumlegierungen bei Zimmertemperatur deutliche Veredelungseffekte beobachtet, und auch Rosenhain[2] erhielt mit solchen Legierungen positive Ergebnisse. Auf Grund dieser Versuche und der Annahme der Wirkungslosigkeit eines Kupfergehaltes für die Alterung bei Zimmertemperatur wurde die Kaltvergütung des Duralumins dem Mg_2Si zugeschrieben. Auch neuerdings hat Rosenhain[3] wieder diese Auffassung vertreten.

Bei dieser Sachlage erschien die Aufnahme weiterer Versuche zur Untersuchung der Bedeutung der beiden in Frage stehenden Verbindungen ($CuAl_2$ und Mg_2Si) durchaus wünschenswert.

I. Mechanische Untersuchungen.

1. Beschreibung der Versuche.

Um den Einfluß der verschiedenen Komponenten auf den Vergütungsvorgang getrennt und systematisch zu untersuchen, gingen wir von reinstem Aluminium aus. Als solches stand uns ein nach dem Verfahren von Frary hergestelltes Aluminium zur Verfügung. Durch Zulegieren von Kupfer, Magnesium und Silizium einzeln oder kombiniert wurde eine Reihe von Legierungen erhalten, deren Vergütung an Hand der Zerreißfestigkeit (und Dehnung) von 1 mm starken Drähten verfolgt wurde. Eine Übersicht über die Zusammensetzung der von uns hergestellten Legierungen, zu denen sich noch technisches Duralumin gesellt, ist in Zahlentafel 1 gegeben[1]. Die Drähte wurden jeweils 2 St. bei 510° geglüht, in kaltem Wasser rasch abgeschreckt und sodann die zeitliche Änderung der Festigkeit bei Zimmertemperatur und 150° C verfolgt.

Zahlentafel 1.
Zusammensetzung der Al-Legierungen für Veredelungsversuche.

Nr.	Legierung	Cu	Mg	Si	Fe
		in %			
1	Al-Si	—	—	0,23	—
4	Al-Mg	—	0,56	0,02	—
2	Al-Fe	—	—	0,02	0,36
6	Al-Cu	4,50	—	0,07	0,03
18	Al-Cu	4,48	—	0,05	0,09
12	Al-Cu-Si	4,12	—	0,35	0,04
7	Al-Cu-Mg	4,51	0,51	0,04	0,04
16	Al-Cu-Mg-Si	4,07	0,53	0,31	0,08
14	Al-Cu-Si-Fe	4,35	—	1,28	1,07
20	Al-Cu-Si-Fe	3,79	—	1,27	1,17
19	Al-Mg-Si	—	0,52	0,29	0,06
11	Duralumin 681 B	4,36	0,54	0,33	0,39
		+ 0,77 % Mn			

2. Versuchsergebnisse.

Bevor wir zur Besprechung der Ergebnisse der Festigkeitsversuche übergehen, sei noch kurz an Hand der in den Abb. 1 bis 5 dargestellten Aluminiumecken binärer Zustandsdiagramme daran erinnert, in welchen Fällen überhaupt vom Standpunkt einer Ausscheidungshypothese Verfestigungseffekte erwartet werden können. Eine notwendige Vorbedingung dazu ist ja sinkende Löslichkeit eines Legierungsbestandteiles mit fallender Temperatur. In den Systemen Aluminium-Kupfer, Aluminium-Mg_2Si und Aluminium-Silizium ist diese Vor-

[1] D. Hanson und M. Gayler: J. Inst. Met. Bd. 26, S. 321. 1921.
[2] Eleventh Report to the Alloys Res. Com. 1921.
[3] W. Rosenhain: J. Inst. Met. Bd. 39, S. 27. 1928.

[1] Der Gehalt des Duralumins an Mangan und Eisen ist in den Kombinationen der verschiedenen Legierungselemente zunächst nicht berücksichtigt worden; es soll jedoch damit nicht gesagt sein, daß wir diesen Bestandteilen jeden Einfluß auf den Veredelungsvorgang absprechen.

Zahlentafel 2. Alterung vo

Legierung	Al-Si		Al-Mg				Al-Fe		Al-Cu										Al-Cu-Si			
Legierungs-Nr.	1		4				2		6				18						12			
Versuchsreihe	1		1		2		1		1		2		1		2		3		1		2	
Zeit	σ_B	δ	σ_B	δ	σ_B	δ	σ_B	δ	σ_B	δ	σ_B	δ	σ_B	δ	σ_B	δ	σ_B	δ	σ_B	δ	σ_B	
0 St.	5,5		6,4		6,1	12	5,7		24,2	14	23,9	18	25,2	19	25,7	21	23,8	16	26,1	20	25,4	
½ „					6,4	12					30,2	14	28,4	14	31,0	19	30,3	13	27,8	14	28,9	
1 „					6,3	7			27,2	12	30,8	16	31,2	19	31,5	19	31,1	16	28,0	15	30,3	
2 „					5,8	16			32,0	11					33,2	23			29,7	16		
3 „											31,9	20					31,8	20				
4 „					5,7	7			33,9	12			33,8	21	33,5	23			31,8	22	34,0	
6 „	5,6		5,7		5,9	14	5,6		34,0	12	32,4	21			34,3	22	32,4	22	32,4	20		
8 „													34,0	20							34,7	
10 „											33,1	20					33,9	20	33,0	17		
11 „					6,0	15			35,2	12												
21 „					6,3	12			35,9	8	34,7	17					34,8	18	34,2	17		
23 „													35,6	16	36,5	16					36,3	
24 u. 25 „	5,6		5,6		6,4	10	5,7		34,9	7	35,0	16			36,8	17	33,8	18	35,0	14		
26 u. 28 „					5,7	12			35,2	6	35,0	15	35,1	15			35,2	17			37,1	
48 „									34,7		35,4	12			34,8	14	34,7	16	32,0	17		

σ_B = Festigkeit in kg/mm²; δ = Dehnung in %.

Digitized by Google

bedingung für die verwendeten Konzentrationen erfüllt. Bei der Magnesium-Aluminium-Legierung wird für die Konzentration von etwa 0,5% die Löslichkeitsgrenze nicht mehr überschritten. Hier kann also, ebenso wie bei Eisen-Aluminium-Legierungen, für die überhaupt keine Mischkristallbildung nachgewiesen ist, eine Vergütung nicht erfolgen.

Die Ergebnisse der Festigkeitsversuche sind in den Zahlentafeln 2 und 3 zusammengestellt. Die angegebenen Zahlen stellen jeweils Mittelwerte aus drei Einzelversuchen dar. Die Besprechung der erhaltenen Resultate soll der besseren Übersichtlichkeit wegen jedoch an Hand von graphischen Darstellungen des Festigkeitsverlaufes erfolgen.

a) Binäre Aluminiumlegierungen.

Abb. 6 zeigt die Ergebnisse der Festigkeitsuntersuchungen der binären Legierungen bei Warmvergütung (150° C). Kupfer-Aluminium weist eine erhebliche Festigkeitssteigerung bis auf 45% der Ausgangsfestigkeit auf. Besonders bemerkenswert ist dabei noch der anfänglich sehr steile Kurvenanstieg, der charakteristisch für die Wirkung des Kupfers ist. Silizium-Aluminium, Magnesium-Aluminium, Eisen-Aluminium zeigen bei

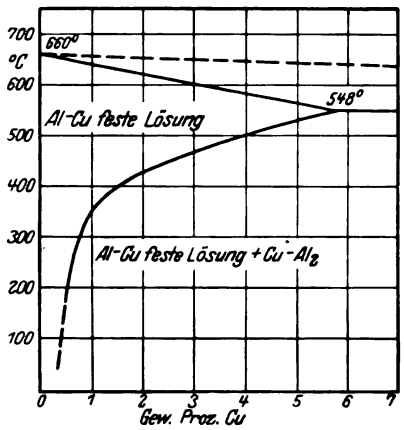


Abb. 1. Zustandsdiagramm Aluminium – Kupfer.

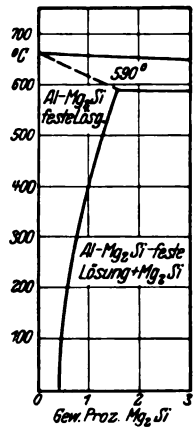


Abb. 2. Zustandsdiagramm Aluminium – Mg_2Si.

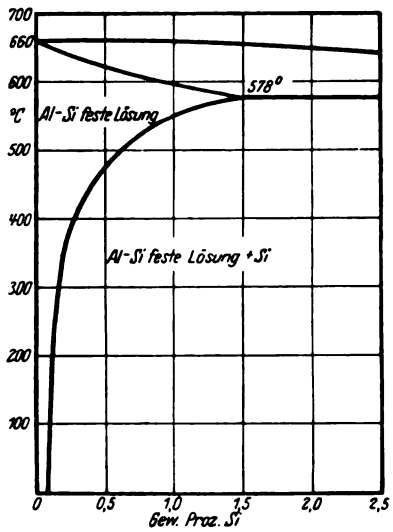


Abb. 3. Zustandsdiagramm Aluminium – Silizium.

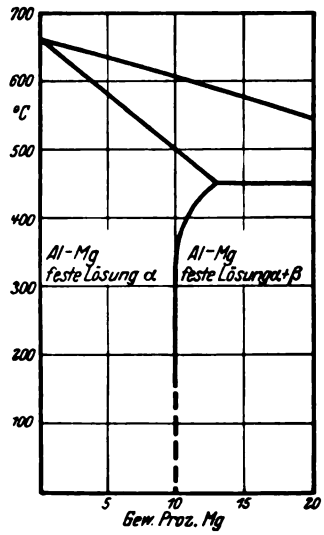


Abb. 4. Zustandsdiagramm Aluminium – Magnesium.

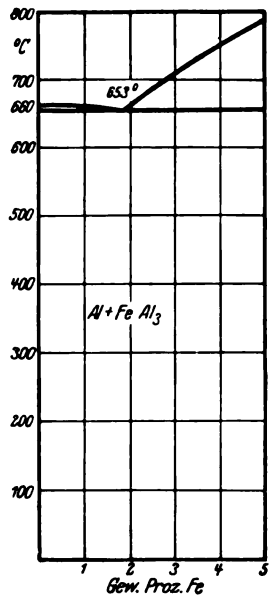


Abb. 5. Zustandsdiagramm Aluminium – Eisen.

Al-Legierungen bei 150° C.

Al-Cu-Si-Fe								Al-Cu-Mg		Al-Cu-Mg-Si				Al-Mg-Si				Duralumin 681 B [1]					
14				20				7		16				19				11					
1		2		1		2		1		1		2		1		2		1		2		3	
σ_B	δ	σ_B	δ	σ_B	δ	σ_B	δ	σ_B	δ	σ_B	δ	σ_B	δ	σ_B	δ	σ_B	δ	σ_B	δ	σ_B	δ	σ_B	δ
27,5	14	27,4	18	27,0	19	26,5	19	27,6	15	28,0	14	27,0	19	10,9	13	10,7	16	31,2	22	31,8	18	31,1	22
26,5	20	25,9	16	26,8	17	26,6	18			38,6	17			11,5	10	12,0	10	37,6	24	38,6	24		
27,4	17	27,5	18	28,4	20	27,1	17	36,3	17	38,9	16			11,5	7	11,9	10	39,2	22	38,9	22	40,0	22
28,0	15	27,8	16	29,3	18	27,5	18	37,5	17									40,8	25				
						29,3	20			41,6	13			11,2	4			41,7	29	41,2	20		
28,3	17	30,3	15	29,9	20	30,5	22	38,0	17			39,3	15			13,1	10	42,1	28			42,8	23
29,2	17			30,3	20	31,0	18	38,6	17	40,7	15			13,1				42,6	27	42,2	26	35,6	19
												40,7	15			13,8	7						
30,1	16					32,9	17			42,4	14							43,1	25	43,2	22		
								38,9	17									43,0	23				
31,6	15			32,8	21			39,1	12	44,6	13			16,1		18,0	5	44,3	22	44,4	27		
						31,4	17																
31,1	14	31,7	17	32,8	17			39,8	12	44,6	10	45,5	7	16,7		18,2	6	43,9	22	44,4	25	44,4	15
						34,5	16	40,0	13														
32,5	16			33,5	14					46,4	10									44,5	22	44,5	8

[1] Von der großen Zahl gleichartiger Versuchsreihen sind hier nur drei herausgegriffen.

Digitized by Google

Zahlentafel 3. Alterung von Al-Legierungen

Legierung	Al-Si		Al-Mg		Al-Fe		Al-Cu						Al-Cu-Si					
Legierungs-Nr.	1		4		2		6				18		12					
Versuchsreihe	1		1		1		1		2		1		1		2		3	
Zeit	σ_B	δ	σ_B	δ	σ_B	δ	σ_B	δ	σ_B	δ	σ_B	δ	σ_B	δ	σ_B	δ	σ_B	δ
0 St.	5,1	13	6,2	8	5,6	22	26,4	17	25,4	19	24,7	20	24,4	19	25,4	20	26,0	2
1/2 „											25,7	20						
1 „	5,2	10	6,6	7	5,3	24	27,7	17	27,5	18	26,5	17	25,3	15	17,1	17	27,7	1
2 „	5,2	12	5,7	6	5,5	23	28,3	15							27,7	17		
3 „									28,6	16	28,9	17						
4 „	5,3	14	6,5	5	5,8	23	29,5	13					27,8	20	28,3	19		
5 „							29,0	16			28,5	17						
6 u. 7 „	5,0	15	6,6	5	5,5	20	28,9	16	29,8	15			29,3	14	29,5	19	29,8	1
8 „	5,2	12	6,7	7	5,4	17												
10 „	5,2	12	5,9	7	5,4	24	29,7	14	31,3	12	28,6	14	29,8	12	30,0	16	31,1	1
12 u. 13 „	5,0	12	5,9	7	5,7	23	29,2	16										
17 „	5,1	14	5,9	7	5,9	17												
20 „	5,5	11	6,3	6	5,9	20												
21 u. 22 „							30,4	14			30,6	16			30,6	18	31,9	1
24 u. 25 „	5,2	11	6,1	7	6,1	16			31,4	17	30,4	15	31,1	14	30,7	19	32,1	1
27 u. 28 „	4,8	12	5,7	8	5,5	25	30,6	14										
2 Tage	5,2	16	6,1	8	5,6	24	32,1	15										
3 „	5,6	16	5,7	6	5,7	19	30,9	13	32,5	15	31,4	14	31,0	15				
4 „							33,4	12							32,3	16		
5 „	5,6	12	5,6	6	5,5	21			32,7	14			31,6	11	32,6	18		
6 „	5,5	15	6,2	9	5,7	22												
7 „							33,7	14	33,4	15	32,2	16	33,4	16	32,9	14	34,6	1

σ_B = Festigkeit in kg/mm²; δ = Dehnung in %.

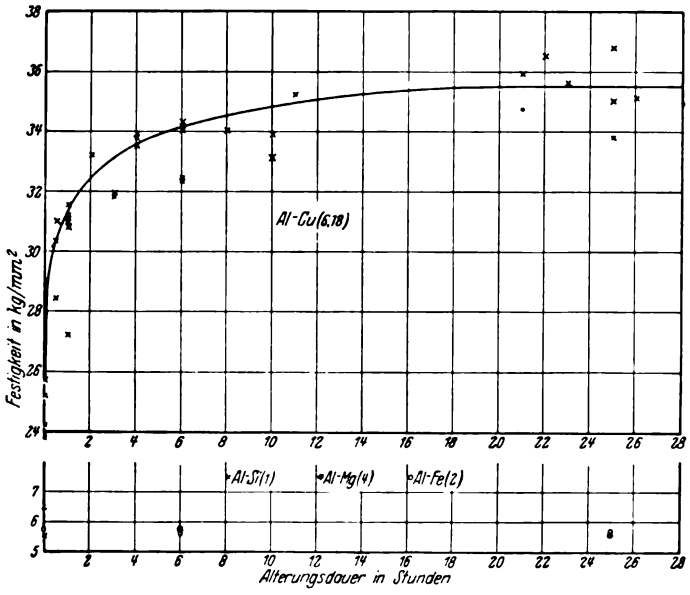


Abb. 6. Alterung binärer Aluminiumlegierungen bei 150° C.

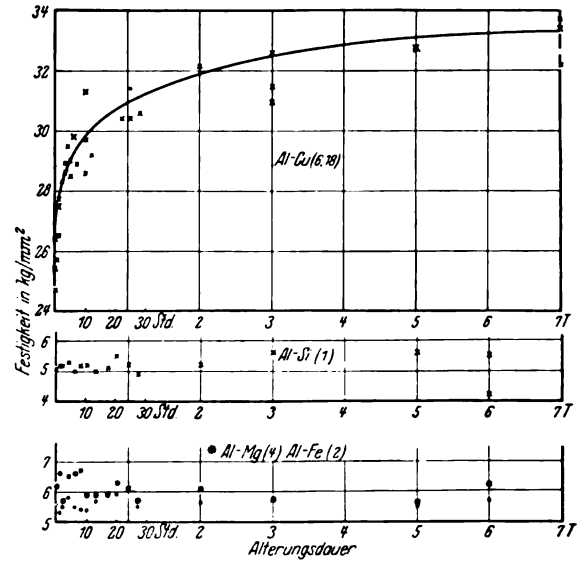


Abb. 7. Alterung binärer Aluminiumlegierungen bei Zimmertemperatur.

150° keine Veränderungen der Festigkeit, die ja bei den letzten beiden Legierungen auch nach den Zustandsdiagrammen gar nicht zu erwarten waren.

Das Verhalten der gleichen Legierungen bei Kaltvergütung (20°) zeigt Abb. 7. Man sieht, daß auch hier die Festigkeit der Kupfer-Aluminium-Legierung erheblich ansteigt; der Endwert bleibt nur um 2 kg/mm² hinter dem bei 150° erreichten zurück. Die Magnesium-Aluminium- und Eisen-Aluminium-Legierungen zeigen auch hier keinerlei Effekt, während bei der Silizium-Aluminium-Legierung in der Tat ein wenn auch sehr geringer Anstieg vorzuliegen scheint. Die Werte streuen allerdings stark.

b) Aluminium-Kupfer-Silizium.

Abb. 8 zeigt das Verhalten siliziumhaltiger Kupfer-Aluminium-Legierungen bei Warmvergütung. Zum Vergleich ist auch die Kurve der reinen Kupfer-Aluminium-Legierung (Abb. 6) eingetragen. Die Werte einer Legierung mit geringem Siliziumgehalt (Legierung 12) werden durch sie leidlich gut ausgeglichen. Das Silizium hat also nicht schädigend auf die Vergütung gewirkt. Dagegen hat der hohe Silizium- und Eisengehalt der Legierungen 14 und 20 einen deutlich ungünstigen Einfluß, den man wohl in der Hauptsache dem Eisen zuschreiben muß, da technische Kupfer-Aluminium-Legierungen mit 1 bis 2% Silizium eine sehr gute Warmvergütbarkeit

Digitized by Google

bei Zimmertemperatur.

Al-Cu-Si-Fe								Al-Cu-Mg				Al-Cu-Mg-Si		Al-Mg-Si				Duralumin 681 B [1]					
14				20				7				16		19				11					
1		2		1		2		1		2		1		1		2		1		2		3	
σ_B	δ	σ_B	δ	σ_B	δ	σ_B	δ	σ_B	δ	σ_B	δ	σ_B	δ	σ_B	δ	σ_B	δ	σ_B	δ	σ_B	δ	σ_B	δ
6.9	22	27,1	21	27,3	19	25,6	19	28,4	15	27,8		26,7	14	11,1	15	11,0	18	32,0	22	31,7	19	31,0	22
										29,2		28,6	15							31,5	20		
8.8	16	29,0	17	28,6	18	27,1	16	30,4	17	30,2		30,2	13	11,2	12	11,0	18	32,2	21	31,6	20	32,0	22
				29,7	16			32,1	16	31,8		32,0	14	11,3	12			32,1	20	31,6	20	32,6	21
9,7	18	30,0	19							32,4													
		30,4	19	30,0	18			32,0	17	32,9		35,2	13	11,3	12			32,4	21	31,7	19	32,8	20
								34,0	12	34,4								32,2	20				
				31,1	18	29,3	17	35,1	17			36,6	13	11,7	14	12,4	18	34,2	19			35,7	19
		30,7	18																	34,3	17		
				31,1	20	29,4	17											37,7	18	37,0	19		
								35,3	12									38,1	20				
																		39,6	20				
1,5	22	31,0	17			30,8	21	36,2	12							12,4	15	40,4	21	39,9	20		
		30,7	18	31,4	16	30,6	18					40,6	16	13,0	14	12,6	14	41,4	23			41,2	22
																		41,6	24				
																		39,9	22				
		31,5	18					38,5	15	38,1		40,7	17					40,9	22				
				33,5	19									13,9	13			41,9	22	42,6	23		
																		41,7	22				
		31,9	17	32,8	16	31,5	19	39,6	14	39,0		40,4	11	14,0	13	14,0	13	43,5	19	42,6	22		

[1] Von der großen Zahl gleichartiger Versuchsreihen sind hier nur drei herausgegriffen.

zeigen. Bemerkenswert bei den Legierungen 14 und 20 ist ferner die anfängliche Verzögerung des Festigkeitsanstieges. Nach $^1/_2$ St. ist meist sogar ein Abfall der Festigkeit zu beobachten. Nach 1 St. ist dann die Ausgangsfestigkeit wieder erreicht oder schon etwas überschritten.

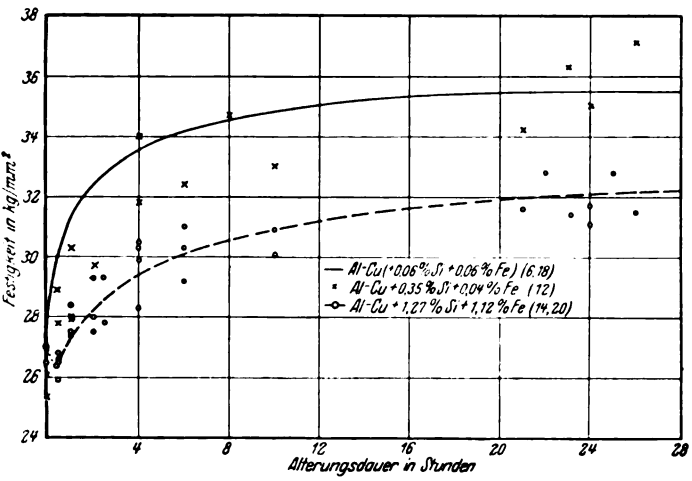


Abb. 8. Alterung von Kupfer-Aluminium-Legierungen mit verschiedenem Silizium- und Eisengehalt bei 150° C.

Bei Zimmertemperatur treten diese Unterschiede nicht auf (Abb. 9). Die Legierungen mit geringem Siliziumgehalt und die mit hohen Silizium- und Eisengehalten verhalten sich wie reines Kupfer-Aluminium, dessen Kurve auch hier zum Vergleich eingezeichnet ist.

c) Aluminium-Magnesium-Silizium.

Eine kupferfreie, aber Mg_2Si-haltige Legierung (19) verhält sich, wie Abb. 10 für die Warmvergütung zeigt, typisch anders als die kupferhaltigen Legierungen. Der Anstieg erfolgt allmählich, fast linear und ist auch nach 24 St. noch keineswegs beendet. In einer anderen Versuchsreihe haben wir festgestellt, daß auch nach 3 Tagen die Legierung noch nicht ganz zur Ruhe gekommen war. Die Festigkeit war hier nach einem Tag auf 19,4 kg/mm², nach 2 Tagen auf 20,9 kg/mm² und nach 3 Tagen auf 22,3 kg/mm² gestiegen. Dies entspricht bei einer Ausgangsfestigkeit von 12,3 kg/mm² einer Steigerung um 81%. Bei Zimmertemperatur ist die Legierung nur sehr

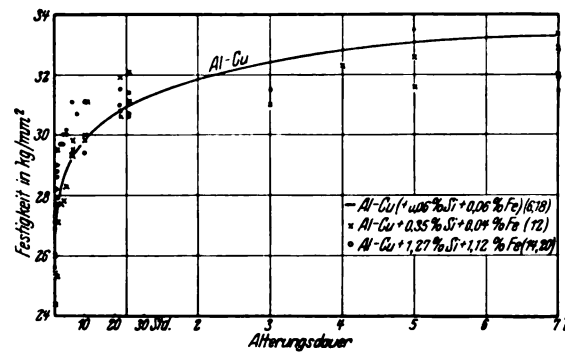


Abb. 9. Alterung von Kupfer-Aluminium-Legierungen mit verschiedenem Silizium- und Eisengehalt bei Zimmertemperatur.

wenig vergütbar. Der geringe Festigkeitsanstieg ist in der normalen Zeit von 7 Tagen beendet (Abb. 11).

d) Aluminium-Kupfer-Magnesium, Aluminium-Kupfer-Magnesium-Silizium, Duralumin 681 B.

Ein Zusatz von Magnesium zu Aluminium-Kupfer hat, wie Abb. 12 zeigt, für die Warmvergütung keine wesentliche Bedeutung. Die ganze Kurve verläuft nur bei etwas höheren Festigkeitswerten. Ein weiterer Zusatz von Silizium ist dagegen von deutlich günstiger

Digitized by Google

Wirkung. Auffallend ist dabei der sich auf erheblich längere Zeiten erstreckende Anstieg der Festigkeit. Man darf wohl vermuten, daß dieser Anstieg dem Mg_2Si zuzuschreiben ist (vgl. Legierung 19, Abb. 10). Merkwürdigerweise verhält sich das Duralumin selbst nicht

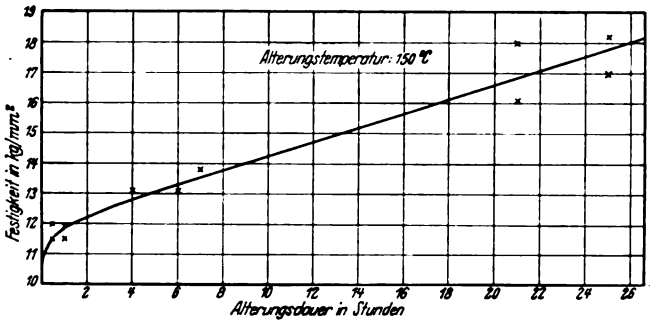


Abb. 10. Alterung einer Magnesium-Silizium-Aluminium-Legierung bei 150° C.

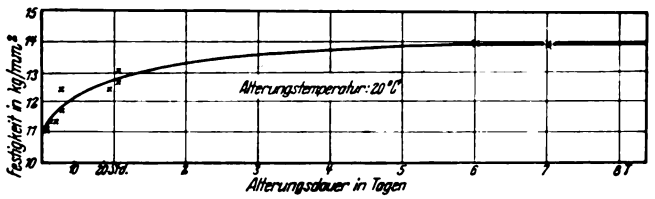


Abb. 11. Alterung einer Magnesium-Silizium-Aluminium-Legierung bei Zimmertemperatur.

so; sein Festigkeitsanstieg zeigt vielmehr mit dem der Kupfer-Magnesium-Aluminium-Legierung Ähnlichkeit[1].

Bei Zimmertemperatur verursacht, wie ja schon Archer gefunden hatte, Magnesiumzusatz eine starke

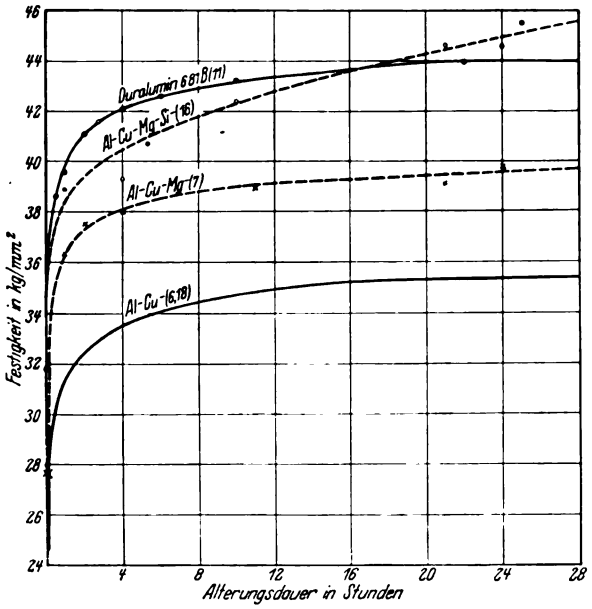


Abb. 12. Alterung von Kupfer-Aluminium-Legierungen mit verschiedenem Magnesium- und Siliziumgehalt bei 150° C.

Steigerung der Wirkung des Kupfers (Abb. 13). Die Verfestigung, die bei der reinen Kupfer-Aluminium-Legierung 30% beträgt, steigt auf 40%. Jedoch wirkt auch hier ein Siliziumzusatz weiter verbessernd (53%). Wieder

[1] Bei der großen Zahl der von uns geprüften Duraluminproben haben wir von einer Wiedergabe sämtlicher Beobachtungspunkte abgesehen und in die Abb. 12 und 13 nur die glatten Ausgleichskurven eingezeichnet.

verhält sich jedoch das Duralumin der Kupfer-Magnesium-Aluminium-Legierung ähnlicher als der siliziumhaltigen.

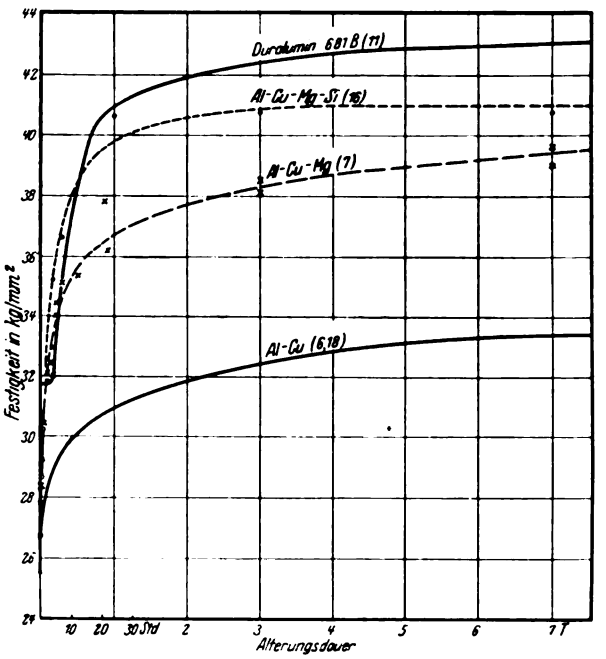


Abb. 13. Alterung von Kupfer-Aluminium-Legierungen mit verschiedenem Magnesium- und Siliziumgehalt bei Zimmertemperatur.

Bezüglich des Duralumins ist noch folgende Bemerkung zu machen. Bei dem uns zur Verfügung stehenden Draht (681 B) war stets die öfter bestrittene Verzögerung des Festigkeitsanstieges zu Beginn der Alterung zweifelsfrei zu beobachten. Erst nach 2, meist sogar nach 4 oder

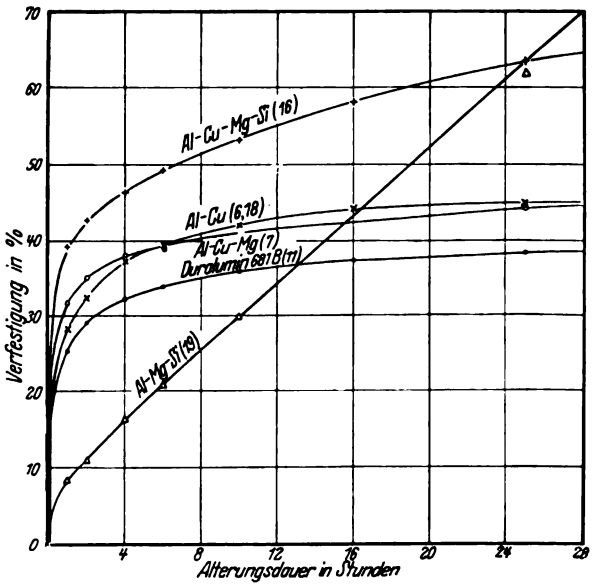


Abb. 14. Verfestigung von Aluminiumlegierungen bei künstlicher Alterung (150° C).

5 St., setzte der Anstieg der Festigkeit ein. Bei einer weiteren Drahtprobe (gleichfalls Legierung 681 B)[1] setzte der Anstieg bereits nach 1 St. ein; nach $^1/_2$ St. schien hier sogar ein geringer Abfall einzutreten. Die Ursache dieser Verschiedenheiten und der Inkubationserscheinungen überhaupt konnte nicht ermittelt werden. Bei

[1] Das Material wurde uns von den Dürener Metallwerken freundlichst überlassen.

Digitized by Google

den von uns selbst hergestellten Legierungen war eine Verzögerung des Festigkeitsanstieges bei Zimmertemperatur in keinem Fall zu beobachten (vgl. jedoch Warmvergütung von Legierung 14 und 20).

Eine Zusammenfassung aller Kurven in einheitlicher Darstellung ist in den Abb. 14 und 15 gegeben, die die Festigkeitssteigerung (in Prozenten der Festigkeit nach dem Abschrecken) als Funktion der Zeit wiedergegeben.

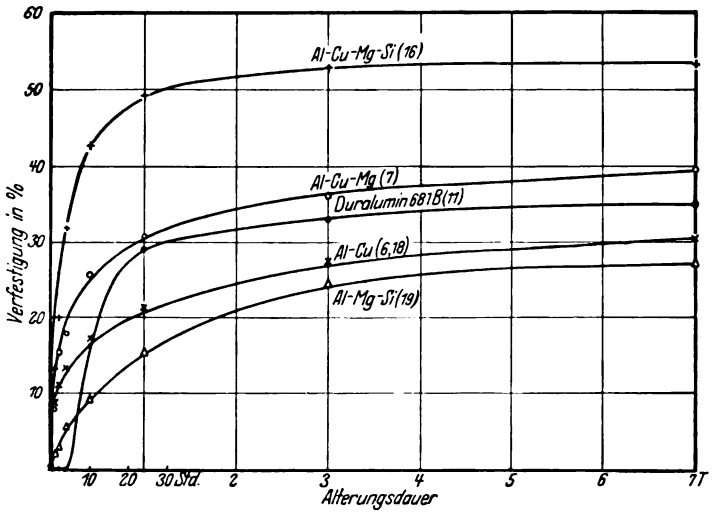


Abb. 15. Verfestigung von Aluminiumlegierungen bei natürlicher Alterung.

Der Ausgangspunkt aller Kurven fällt somit in den Anfangspunkt des Koordinatensystems. Bei dieser Art der Darstellung hat die Ausgangsfestigkeit einen starken Einfluß auf die Ergebnisse. Das macht sich besonders beim Duralumin bemerkbar, dessen prozentuale Verfestigung wegen des hohen Anfangswertes verhältnismäßig niedrig erscheint. Der umgekehrte Fall zeigt sich bei der Warmvergütung der Magnesium-Silizium-Aluminium-Legierung, die den höchsten überhaupt beobachteten Verfestigungswert aufweist, der wohl in der Hauptsache auf die geringe Ausgangsfestigkeit nach dem Abschrecken zurückzuführen ist. Bezüglich der Einzelheiten der Schaubilder sei auf das bei der Besprechung der verschiedenen Legierungen Gesagte verwiesen.

3. Zusammenfassung.

Zusammenfassend läßt sich über das Ergebnis der Festigkeitsversuche im Hinblick auf das Duraluminproblem folgendes sagen:

Bezüglich der Warmvergütung sind wir in Übereinstimmung mit der Mehrzahl der Autoren, die $CuAl_2$ als den wirksamen Bestandteil ansehen[1]. Der Einfluß von Magnesium ist, wenn überhaupt vorhanden, nur gering. Mg_2Si erhöht die Vergütbarkeit beträchtlich; ein Anschluß an das Duralumin wird dadurch jedoch nicht gewonnen.

Recht ähnlich scheinen die Verhältnisse bei der natürlichen Alterung zu sein. Auch hier möchten wir die Vergütung im wesentlichen der Verbindung $CuAl_2$ zuschreiben. Diese Auffassung wird durch folgende Beobachtungen gestützt:

a) Kinetik: Auch bei Zimmertemperatur ist der Anstieg der Festigkeit zu Beginn der Vergütung für alle kupferhaltigen Legierungen steiler als bei der Mg_2Si-haltigen Legierung.

b) Ausmaß der Verfestigung: Die Gesamtfestigkeitssteigerung ist bei der nur Mg_2Si enthaltenden Legierung absolut und relativ geringer als bei allen kupferhaltigen Legierungen.

c) Erhöhung der Verfestigung durch Magnesiumzusatz: Ein großer Teil der durch gleichzeitige Anwesenheit von Magnesium und Silizium erzielbaren Steigerung der Vergütung wird auch schon durch Magnesium allein erreicht.

Eine bündige Erklärung für die Art des Einflusses des Magnesiums auf die Vergütung kann heute noch nicht gegeben werden. Archer nimmt an, daß die durch die Mischkristallbildung mit Magnesium verursachte Aufweitung des Aluminiumgitters eine Erhöhung der Diffusionsgeschwindigkeit bewirkt. Demgegenüber möchten wir die Vermutung aussprechen, daß bereits durch die Tatsache des Vorhandenseins eines Mischkristalls eine diffusionsfördernde Wirkung bedingt wird. Hierzu ist nur die Annahme vonnöten, daß die durch Mischkristallbildung verursachten Gitterstörungen dieselbe Wirkung auf das Diffusionsvermögen ausüben, wie die durch Kaltreckung verursachten. Diese Annahme erscheint uns bei der gleichartigen Wirkung, welche die beiden Arten von Gitterstörungen auf andere Kristalleigenschaften, wie beispielsweise die Formfestigkeit, ausüben, durchaus möglich.

II. Röntgenographische Untersuchungen[1].

Ein mikroskopischer Nachweis der Ausscheidung von $CuAl_2$- oder Mg_2Si-Teilchen im veredelten Duralumin ist bisher noch nicht geglückt. Wahrscheinlich sind die ausgeschiedenen Teilchen so klein, daß sie wegen der Begrenzung der Auflösungsfähigkeit des Mikroskops durch die Wellenlänge des verwendeten Lichtes nicht sichtbar gemacht werden können. Nur Dix und Richardson[2] war es gelungen, in einer Kupfer-Aluminium-Legierung nach zweiwöchentlicher Alterung bei 200° C ausgeschiedenes $CuAl_2$ nachzuweisen. Festigkeitsangaben werden nicht gemacht, doch ist wohl zu vermuten, daß bei den verwendeten Glühbedingungen der Höchstwert der Festigkeit bereits überschritten war.

Der Umstand, daß es bei Verwendung von Röntgenstrahlen gelingt, von Kriställchen bis etwa 1 $\mu\mu$ Durchmesser noch deutliche Beugungsbilder zu bekommen, räumt der röntgenographischen Methode zur Verfolgung der Ausscheidung einen erheblichen Vorrang vor der mikroskopischen ein.

Das von uns angewendete Verfahren ist im Prinzip sehr einfach. Da jede kristalline Substanz ein durch

[1] Einen direkten Nachweis der $CuAl_2$-Ausscheidung bei der künstlichen Alterung erbringen die nachfolgend beschriebenen, röntgenographischen Versuche.

[1] Eine kurze Mitteilung über diese Versuche, die im Metalllaboratorium der Metallgesellschaft A.-G., Frankfurt a. M., ausgeführt wurden, findet sich in Naturwissensch. Bd. 14, S. 980. 1926.

[2] E. H. Dix und H. H. Richardson: l. c.

Digitized by Google

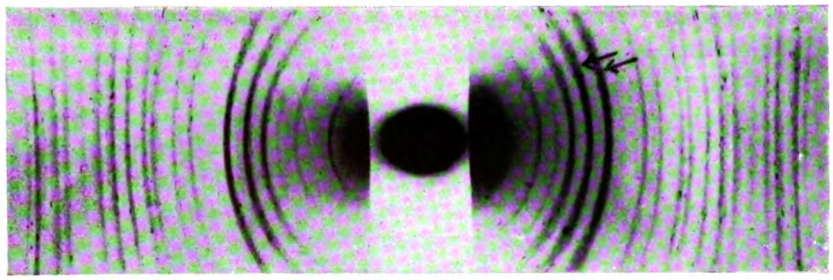


Abb. 16. $CuAl_2$-Diagramm.

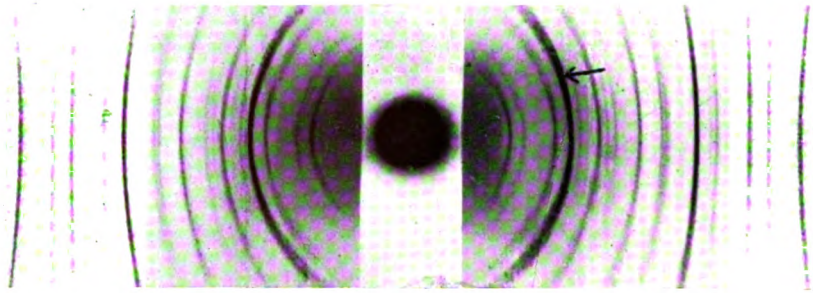


Abb. 17. Mg_2Si-Diagramm.

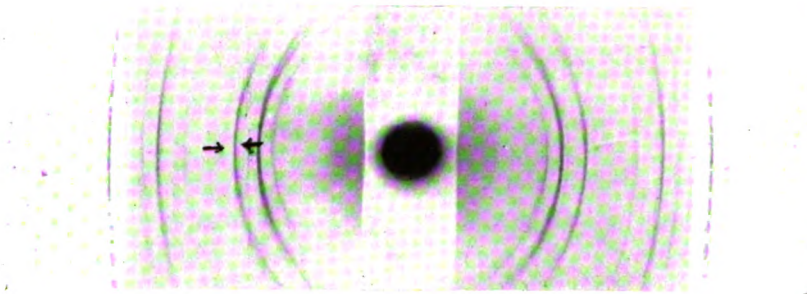


Abb. 18. Pulvergemisch aus Aluminium und 5% $CuAl_2$.

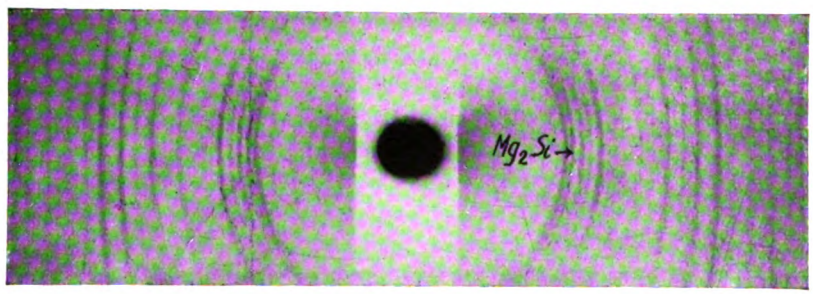


Abb. 19. Pulvergemisch aus gleichen Teilen von Aluminium, $CuAl_2$ und Mg_2Si.

ihren Gitterbau bestimmtes, charakteristisches Beugungsbild (Debye-Scherrer-Diagramm) gibt, wird, falls eine Ausscheidung — etwa von $CuAl_2$ — vorliegt, das Beugungsbild des $CuAl_2$ neben dem des Aluminiums im Röntgendiagramm sichtbar sein. Wegen der geringen Konzentration der ausgeschiedenen Kristallart muß naturgemäß die Belichtungszeit außerordentlich verlängert werden, und auch dann kann man nur das Auftreten der stärksten Linien der gesuchten Substanz erwarten. Eine Komplikation kann dabei noch durch Zusammenfallen der gesuchten Linien mit solchen des Aluminiums entstehen. In den Abb. 16 und 17 ist das Debye-Scherrer-Diagramm der Verbindungen $CuAl_2$ und Mg_2Si wiedergegeben (Hadding-Rohr, Cu-Antikathode). Die zur Identifizierung in Betracht kommenden stärksten Linien sind durch Pfeile hervorgehoben. Um die gegenseitige Lage der verschiedenen Linien zu bestimmen, wurden zunächst Aufnahmen von Pulvergemischen angefertigt. Die Aufnahme eines Aluminiumpulvers, dem 5% $CuAl_2$ beigemengt sind, ist in Abb. 18 dargestellt. Neben den Linien des Al sind die beiden stärksten $CuAl_2$-Linien erkennbar. Abb. 19 gibt die Aufnahme eines Pulvergemisches mit gleichen Anteilen von Aluminium, $CuAl_2$ und Mg_2Si wieder. Von den fünf inneren, starken Linien gehören die erste (innere) und die vierte dem Aluminium, die dritte und fünfte dem $CuAl_2$, die zweite dem Mg_2Si zu. Leider zeigt sich hier nun, daß die Mg_2Si-Linie mit der $(002)_\beta$-Linie des Aluminiums zusammenfällt. An dieser Stelle ist also immer eine

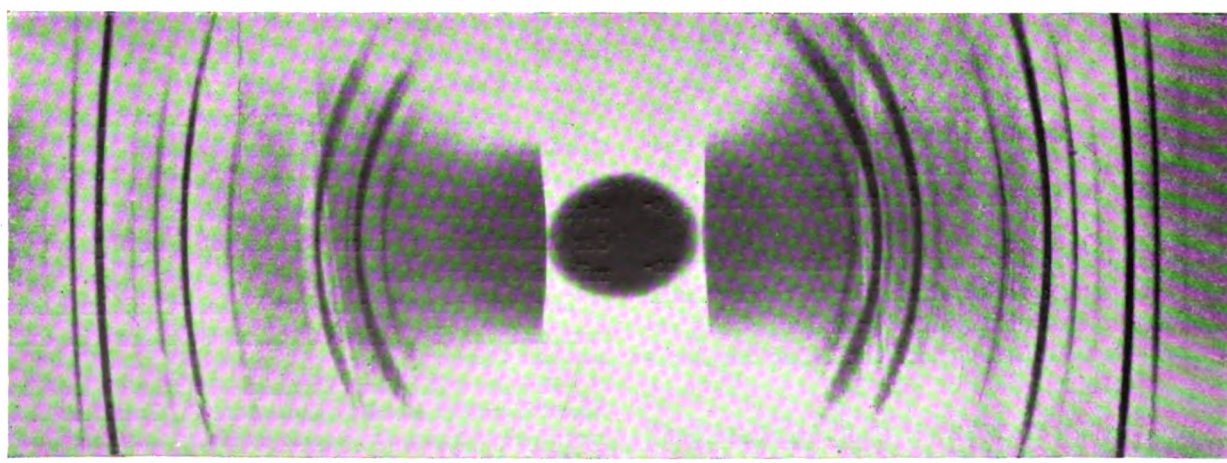


Abb. 20. Diagramm eines geglühten Duralumindrahtes. Die beiden stärksten $CuAl_2$-Linien sind deutlich erkennbar.

Digitized by Google

schwache Interferenz vorhanden, so daß es ohne eine die Belichtungszeit erneut erheblich verlängernde Monochromatisierung des verwendeten Röntgenlichtes nicht möglich ist, über das Mg_2Si eine Aussage zu machen.

wohl verlorengegangen wären. Die Abb. 22 und 23 zeigen indes das Vorhandensein von $CuAl_2$ auch in diesen Fällen an Hand von Kurven, die beim Photometrieren des Äquators der Diagramme erhalten worden sind. Die

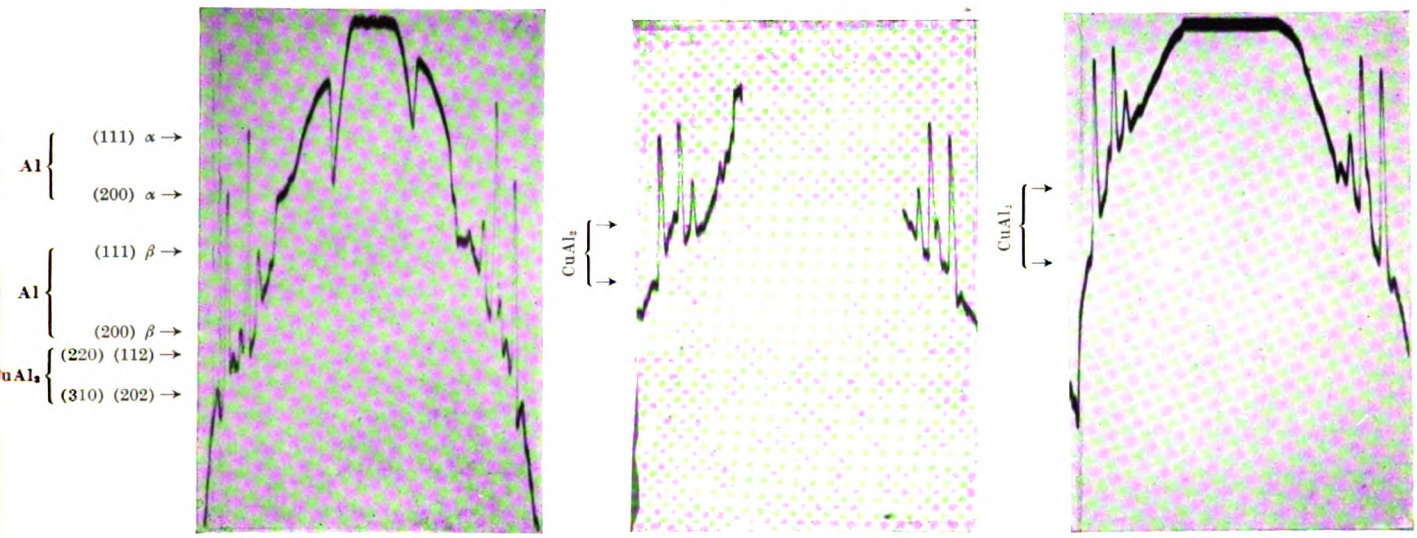


Abb. 21. Geglüht. Abb. 22. 22 St. bei 150° gealtert. Abb. 23. 4 St. bei 200° gealtert

Abb. 21 bis 23. Photometerkurven des Äquators von Duralumindiagrammen.

Für die Duraluminaufnahmen wurden Belichtungszeiten von 50000 mA-Min. angewendet. Eine weitere Verlängerung der Belichtungszeit erwies sich nicht als vorteilhaft, da die allgemeine Grundschwärzung des Films dann zu stark wurde, um schwache Linien zu erkennen.

Abb. 20 zeigt die Aufnahme eines geglühten Duralumindrahtes. Die beiden $CuAl_2$-Linien zu beiden Seiten der zweiten Aluminiumlinie sind deutlich sichtbar. (Vgl. auch die Photometerkurve Abb. 21.) Ebenso war an abgeschrecktem und dann bei 150° oder 200° C gealtertem Duralumin stets eine Ausscheidung von $CuAl_2$, wenn auch schwächer als beim geglühten Draht, zu erkennen. Eine Wiedergabe der Diagramme ist jedoch unterblieben, da die schwachen $CuAl_2$-Linien bei der Reproduktion dem $CuAl_2$ entsprechenden Knicke sind deutlich erkennbar.

Nach der Alterung bei Zimmertemperatur waren dagegen neue Linien nicht festzustellen. Ein Beweis gegen die Ausscheidungshypothese ist darin unseres Erachtens nicht zu erblicken, da auch das Auflösungsvermögen der röntgenographischen Methode nach unten begrenzt ist und nicht bis zur molekur-dispersen Ausscheidung reicht. Vielleicht ist auch die ausgeschiedene Menge zu gering, um bei der angewendeten Belichtungszeit sichtbar zu werden.

Jedenfalls scheint uns durch die obigen Versuche eine mit der künstlichen Alterung des Duralumins einhergehende Ausscheidung von $CuAl_2$ bewiesen zu sein.

Die Alterungshärtung der aluminiumreichen Silber-Aluminiumlegierungen.

Von **M. Hansen**[1].

W. Kroll[2] hat im Rahmen einer Untersuchung über den Ersatz des Kupfers in selbsthärtenden Aluminiumlegierungen durch Silber die Alterungshärtung einiger Silber-Aluminium-Legierungen bestimmt. Danach ist die Härtung der binären Silber-Aluminium-Legierungen bei Raumtemperatur gering; beim Altern bei 130° sind dagegen mit Legierungen mit 1,3 bzw. 2,3, 4,5, 6,5 und 9,1% Ag Härtesteigerungen von 24 bzw. 32, 63, 55 und 62% zu erreichen.

Nachdem inzwischen die Löslichkeit des Silbers im Aluminium vom Verfasser[3] bei Temperaturen zwischen 200° und 558°, der Temperatur der Eutektikalen, bestimmt war (Abb. 1), war es interessant, systematische Vergütungsversuche mit einer größeren Anzahl Legierungen mit steigendem Silbergehalt und bei verschiedenen Alterungstemperaturen auszuführen. Die Ergebnisse seien hier kurz mitgeteilt.

Die Versuche wurden auf 12 Legierungen mit 0,45 bis 11,80% Ag (Tab. 1) beschränkt, und zwar wurden dieselben Legierungen verwendet, die zur metallographischen Untersuchung des Zustandsschaubildes gedient hatten.

Tabelle 1. Zusammensetzung der Legierungen.

Bezeichnung	Gew.-% Ag	Bezeichnung	Gew.-% Ag
5	0,45	35	3,44
10	1,08	40	3,98
15	1,47	60	5,99
20	2,02	80	7,98
25	2,45	100	9,94
30	3,81	120	11,80

[1] **Original:** Naturwiss. Bd 16, S. 417—419. 1928.
[2] **W. Kroll:** Metall u. Erz Bd. 23, S. 555—557. 1926.
[3] **M. Hansen:** Z. Metallkunde Bd. 20, Juniheft 1928.

Digitized by Google

Das Aluminium enthielt 0,097% Si und 0,158% Fe (Kroll verwendete Aluminium mit 0,45% Si, 0,65% Fe und 0,01% Cu). Blöckchen von 20 mm Dicke, 35 mm

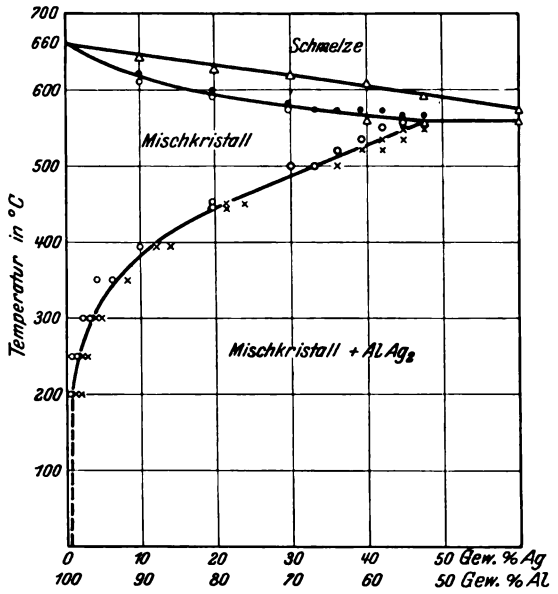


Abb. 1. Gleichgewichtsschaubild der Silber-Aluminiumlegierungen mit 0 bis 60 Gew.-% Silber nach Untersuchungen des Verfassers.

Breite und 120 g Gewicht wurden durch Gießen in eine kalte Eisenkokille hergestellt und darauf auf 10 mm Dicke warm heruntergeschmiedet. Die Proben wurden 5 St. bei 525° ± 5° geglüht und in Eiswasser abgeschreckt. Die Alterung erfolgte in elektrisch

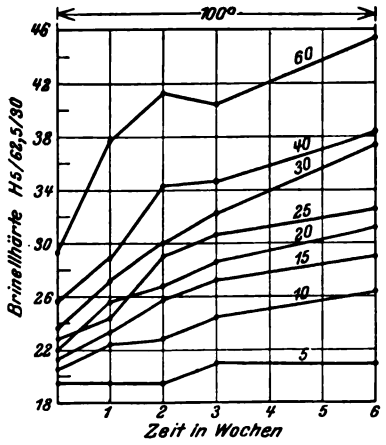


Abb. 2. Härtezunahme von Silber-Aluminiumlegierungen durch Altern bei 100°.

geheizten Ölbädern bei 100°, 150° und 175°. Die Brinellhärte wurde mit einer 5-mm-Kugel bei einem Druck von 62,5 kg und einer Belastungsdauer von 30 Sek. gemessen[1]. Mit Ausnahme der bei 100° gealterten Proben, deren Größe nur jedesmal einen Eindruck zuließ, wurden zwei Werte gemessen, doch betrug der Unterschied zwischen den beiden Brinellzahlen nur in ganz vereinzelten Fällen mehr als eine Einheit. Die Ergebnisse sind in den Abb. 2 bis 4 zusammengestellt.

Auf die schon von zahlreichen Forschern festgestellten und auch hier bestätigten Gesetzmäßigkeiten über den Verlauf der Härte-Zeitkurven bei verschiedenen Legierungen mit steigendem Gehalt an Zusatzmetall und bei verschiedenen Alterungstemperaturen braucht nicht näher eingegangen zu werden. Zusammenfassend soll nur gesagt werden, daß bei 100° die Höchsthärte noch nicht nach 6wöchiger Alterungsdauer erreicht ist (Abb. 2), während bei 150° die Härte nach 5 bis 7 Tagen nicht mehr wesentlich wächst (Abb. 3) und bei 175° die Höchsthärte — je nach der Zusammensetzung — fast durchweg nach 1 bis etwa 5 St. erreicht ist (Abb. 4). Die Legierung 5 mit 0,45% Ag härtet bei 175° nicht; bei 100° und 150° ist ein geringer, aber einwandfreier Härteanstieg festzustellen. Daraus folgt, daß die Löslichkeit des Silbers, die wegen mangelnder Diffusion bei Temperaturen unter 200° nicht durch Gefügebeobachtung festgestellt werden konnte, unterhalb 150° kleiner als 0,45% Ag ist.

In den Legierungen mit 1 bis 6% Ag nimmt die erreichbare Höchsthärte stärker zu als die Ausgangshärte nach dem Abschrecken, in den silberreicheren Legierungen weniger stark. Den größten Vergütungseffekt (prozentuale Härtesteigerung) weist nach Abb. 5 eine Legierung mit etwa 6% Ag auf. Die Härtesteigerungen beim Altern bei 150° sind wesentlich höher, als die von Kroll durch Altern bei 130° gefundenen (s. o.). Die Alterung einer Legierung mit 6,3% Ag bei 160° erreichte nach Kroll 100%, gemessen an der Bruchfestigkeit. Die gün-

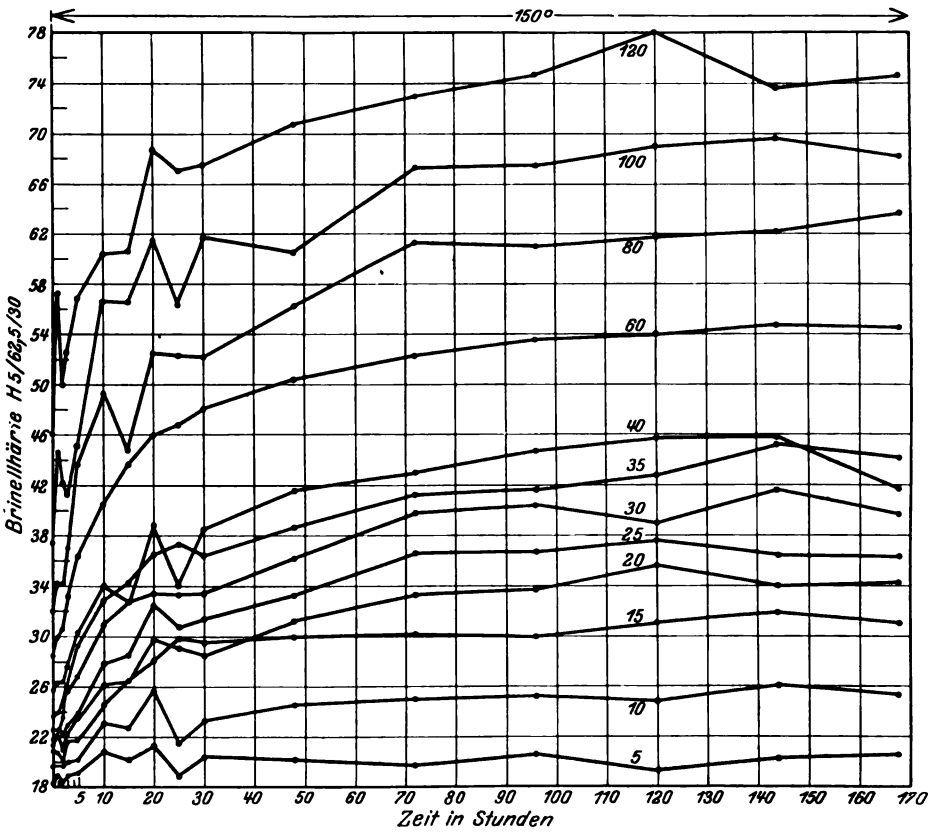


Abb. 3. Härtezunahme von Silber-Aluminium-Legierungen durch Altern bei 150°.

[1] Dem Institut ist von der Firma Losenhausenwerk, Düsseldorf, freundlicherweise eine 3000-kg-Kugeldruckprüfmaschine mit einem $^1/_{10}$-Laufgewicht zur Verfügung gestellt.

Digitized by Google

stigste Alterungstemperatur der reinen Silber-Aluminium-Legierungen liegt also offenbar bei 150° bis 160°.

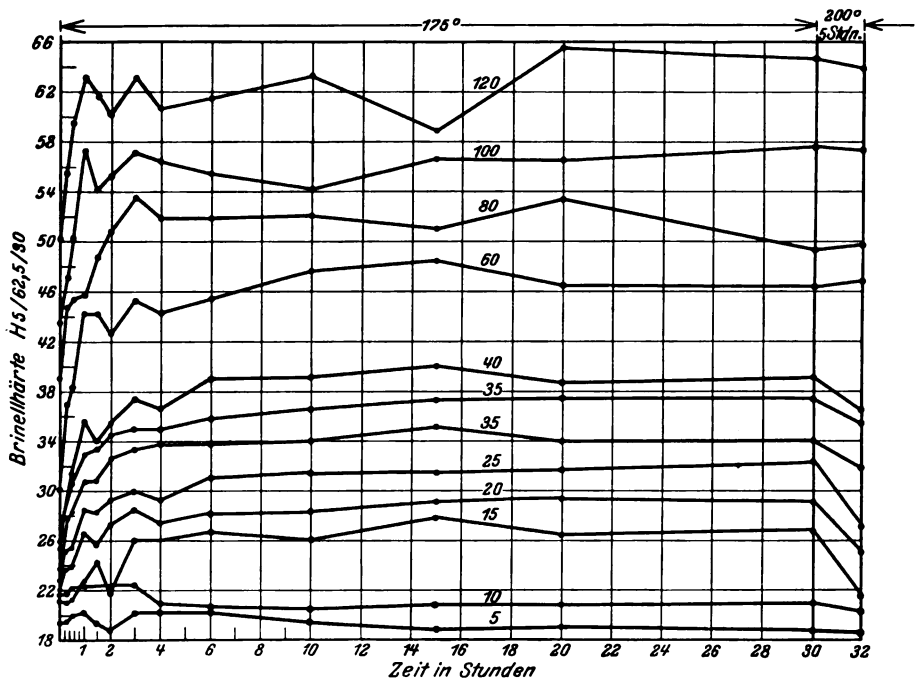


Abb. 4. Härtezunahme von Silber-Aluminium-Legierungen durch Altern bei 175°.

In Abb. 6 ist die Härte nach verschiedenen Wärmebehandlungen in Abhängigkeit von der Konzentration dargestellt. Die obere und untere Kurve schließen den Härtebereich ein, in welchem die Härte durch verschiedene Wärmebehandlung zu verändern ist. Die Härte der bei 100° gehärteten Legierungen ist nicht eingezeichnet,

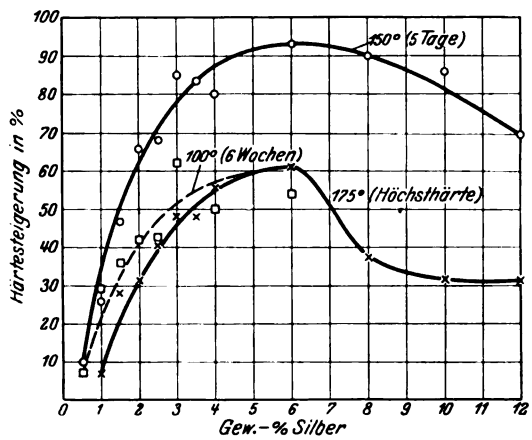


Abb. 5. Prozentuale Härtesteigerung (Vergütungseffekt) von Silber-Aluminium-Legierungen nach Alterung bei verschiedenen Temperaturen.

da sie praktisch mit der 175°-Kurve zusammenfällt. Bemerkenswert ist, daß die Härte der bei 200° angelassenen Legierungen nach 32tägigem Glühen noch ziemlich hoch ist.

Die Absolutwerte der Härte, sowohl der geglühten als der gealterten Silber-Aluminium-Legierungen, bleiben weit hinter der Härte der Kupfer-Aluminium-Legierungen mit gleichem Kupfergehalt (in Gewichts- wie auch in Atomprozenten) zurück. Neben der verschiedenen spezifischen Wirkung der beiden Zusatzmetalle ist dieses Verhalten in den stark voneinander abweichenden Konstitutionsverhältnissen (Löslichkeit, Zusammensetzung der härtenden Verbindung) begründet.

Herrn Kurt Scharfenort (Ingenieur-Nothilfe) bin ich für die Ausführung der Härtemessungen zu Dank verpflichtet.

Der Notgemeinschaft der Deutschen Wissenschaft sei für die Unterstützung der Untersuchung besonders gedankt.

Zusammenfassung.

Der zeitliche Verlauf der Härtung von 12 abgeschreckten Silber-Aluminium-Legierungen mit 0,5 bis 12% Ag wurde bei Alterungstemperaturen von 100°, 150° und 175° gemessen. Eine Legierung mit etwa 6% Ag zeigt den größten Vergütungseffekt. Die günstigste Alterungstemperatur liegt nahe bei 150°.

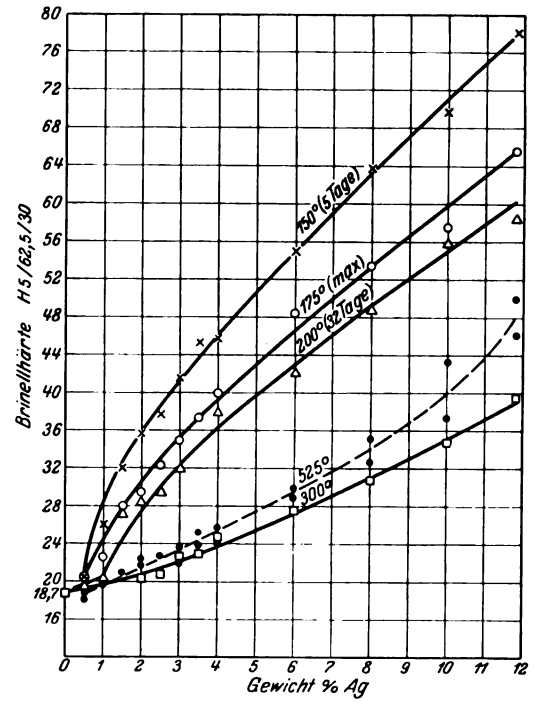


Abb. 6. Brinellhärte von Silber-Aluminiumlegierungen nach verschiedenen Wärmebehandlungen.

Zeichenerklärung zu Abb. 6:

- – – • – – – 5 St. bei 525° gegl. und abgeschr.,
- □—— 45 St. bei 537° gegl. und abgeschr. und darauf 5 Tage bei 300° ± 5° gegl. und abgeschr.,
- △- - - gealtert bei 200°,
- ——○- - gealtert bei 175°,
- ×—— gealtert bei 150°.

Digitized by Google

Der Einfluß von Kohlenstoff, Mangan und Silizium auf das Wachsen des Gußeisens.

Von **O. Bauer** und **K. Sipp**[1].

A. Einleitung.

Unsere gesamten technischen Eisen-Kohlenstoff-Legierungen sind in dem Zustand, in dem sie ihre wertvollsten Eigenschaften entfalten, eigentlich instabil. Sie streben alle dem stabilen Gleichgewicht Ferrit-Graphit zu; nur ist der Grad der Instabilität je nach der Art des Eisens sehr verschieden.

Bereits gewisse hochgekohlte Stahlsorten neigen dazu, unter dem Einfluß höherer Temperaturen Temperkohle bzw. Graphit auszuscheiden; viel größer ist diese Neigung bei unseren technischen Gußeisensorten, da hier die Vorbedingungen für eine Aufspaltung des Zementits bzw. für eine Ausscheidung elementaren Kohlenstoffs aus der festen Lösung erheblich günstiger liegen; zunächst ist der Gesamtkohlenstoff höher; dann hat Gußeisen stets einen beträchtlichen Siliziumgehalt — daß Silizium das wirksamste Mittel zur Förderung der Graphitausscheidung ist, ist seit langer Zeit bekannt —, und schließlich sind in grauem Gußeisen bereits Graphitblätter vorhanden, die wie Keime wirken.

Die Aufspaltung des freien oder im Perlit enthaltenen Zementits, sowie die Ausscheidung der Temperkohle aus der festen Lösung geht unter Volumenzunahme vor sich; das Gußeisen „wächst", wie die Praxis sagt.

Man hat diesem „Wachsen des Gußeisens", das man ja bereits seit langer Zeit vom Temperprozeß her kannte, praktisch keine besondere Aufmerksamkeit geschenkt, da es sich beim Tempern während des Herstellungsprozesses abspielt und das fertige Konstruktionsstück dadurch nicht weiter in Mitleidenschaft gezogen wird.

Erst als die Anforderungen an das Gußeisen bezüglich seiner Temperaturbeständigkeit, namentlich im Dampfturbinenbau, immer größer wurden und die fertigen Gehäuse im Betriebe lange Zeit Temperaturen bis zu 400° und höher ausgesetzt werden mußten, machte es sich störend bemerkbar und führte bereits vielfach zu großen wirtschaftlichen Schädigungen.

Die Forschung hat sich mit der Erscheinung der Volumenzunahme des Gußeisens bereits eingehend beschäftigt[2], ohne daß es jedoch gelungen wäre, alle Umstände, die auf das „Wachsen" von Einfluß sind, restlos zu erfassen und in ihrer gegenseitigen Auswirkung aufeinander eindeutig zu bestimmen.

Soweit sich zur Zeit übersehen läßt, handelt es sich beim „Wachsen des Gußeisens" im wesentlichen um zwei, an sich völlig verschiedene Vorgänge, die jedoch in der Praxis meist nebeneinander hergehen und in der einschlägigen Literatur vielfach miteinander verwechselt werden.

Der primäre Vorgang ist der Zerfall des Karbids in seine beiden Komponenten Graphit und Ferrit bzw. die Ausscheidung des Graphits oder der Temperkohle aus der festen Lösung (Austenit). Die dadurch bedingte Volumenzunahme ist nicht sehr erheblich; sie beträgt für ein Gußeisen mit 0,9% gebundenem Kohlenstoff im Höchstfalle etwa 0,98%[1]. Die Ausscheidung des Graphits, der sich meist an die bereits vorhandenen Graphitblätter anlagert, verursacht jedoch eine Auflockerung des Gefüges, die wieder die Vorbedingung für den sekundären Vorgang des Wachsens infolge Oxydation und Korrosion des Eisens und der im Eisen enthaltenen Fremdstoffe (Silizium usw.) ist[2]. Dieses sekundäre Wachsen kann unter Umständen erheblich größere Ausmaße (bis zu mehreren Prozenten) annehmen als das primäre. Für das sekundäre Wachsen sind in erster Linie die Betriebsverhältnisse ausschlaggebend, die naturgemäß je nach der Art des Betriebes starken Schwankungen unterworfen sind und bei Versuchen im kleinen Maßstab kaum jemals den Verhältnissen im großen angepaßt werden können. Für die Praxis bleibt nach obigen Ausführungen zunächst das wichtigste Ziel, ein Gußeisen zu finden, das gegenüber dem primären Vorgang der Aufspaltung des Karbids

---

[1] Original: Die Gießerei Bd. 15, Nr. 41, S. 1018; Nr. 42, S. 1047. 1928.

[2] In der Arbeit: „Das Wachsen des Gußeisens" von K. Sipp und F. Roll (Gieß.-Zg. 1927, Heft 9 und 10) findet sich eine sehr vollständige Zusammenstellung und kurze Besprechung der Arbeiten (bis 1926), die sich mit obigen Fragen beschäftigen; wir konnten daher davon absehen, hier nochmals diese bereits veröffentlichten Arbeiten aufzuzählen.

Einige neuere Arbeiten mögen hier noch erwähnt werden.

R. R. Kennedy und G. J. Oswald: Verzögerung des Wachsens von Gußeisen durch P und Ti. Rev. Fond. Mod. Bd. 21, S. 415, 25. Oktober 1927.

Der Einfluß verschiedener Legierungselemente auf das Wachsen von Gußeisen bei wiederholtem Erhitzen. Trans. Am. Found. Assoc. Bd. 34, S. 871. 1927; siehe auch Stahleisen 1927, S. 140.

C. Bennedicks und H. Löfqist: Das Wachsen von Gußeisen. Iron Steel Inst. Bd. 115, S. 603. 1927; siehe auch Stahleisen 1927, S. 1408. Jernk Ann. Bd. 111, Nr. 7, S. 353. 1927.

R. R. Higgins: Die Längenänderung von Gußeisen bei wiederholtem Erwärmen und Abkühlen zwischen 15 und 600°. Carn. Schol. Mem. Bd. 15, S. 217. 1926.

F. Wüst und O. Leihener: Beitrag zur Frage des Wachsens von Gußeisen. Forsch.-Arb. Ing. Nr. 259, S. 92. 1927.

W. Schwinning und H. Flößner: Über das Wachsen von Gußeisen. Stahleisen 1927, S. 1075. Ber. Werkst. Ausschuß Nr. 103, 1927, V. Eisenhüttenl.

J. W. Donaldson: Wärmebehandlung und das Wachsen von Gußeisen. Foundry Tr. J. Bd. 35, Nr. 548, S. 143 und Nr. 549, S. 167. 1927.

J. H. Andrew: Wachsen des Gußeisens bei wiederholter Erhitzung. The Foundry, 15. Dezember 1927, S. 959—961 und 975.

Vortrag Amer. Foundrymen's Association (Sonderheft), 6. Juni 1927.

[1] Diese Zahl errechnet sich nach Wüst und Leihener unter Zugrundelegung des spez. Gewichts des α-Eisens = 7,86, des Zementits = 7,82 und des Graphits bzw. der Temperkohle = 1,8.

[2] Von verschiedenen Seiten ist schließlich noch darauf hingewiesen worden, daß vielleicht auch der Druck der im Gußeisen eingeschlossenen Gase eine Volumenzunahme bedingen könnte. Ein einwandfreier, durch das Experiment nachgewiesener Beweis für diese Hypothese ist bisher jedoch noch nicht erbracht. Literaturangaben hierzu finden sich ebenfalls in der Arbeit von Sipp und Roll.

Digitized by Google

bzw. der Ausscheidung von Temperkohle aus der festen Lösung möglichst unempfindlich ist.

In der Sitzung des Unterausschusses für Gußeisen am Mittwoch, den 25. August 1926, in Berlin legten wir einen sich in obiger Richtung bewegenden Arbeitsplan vor; derselbe wurde vom Unterausschuß gebilligt und gelangte mit einigen, sich im Laufe der Arbeit als notwendig herausgestellten Abänderungen zur Durchführung.

B. Arbeitsplan.

„Nach dem heutigen Stande unserer Erkenntnis beeinflussen in erster Linie Kohlenstoff, Silizium und Mangan das Wachsen des Gußeisens.

Je höher der Siliziumgehalt ist, um so mehr neigt das Karbid dazu, aufzuspalten. Hoher Mangangehalt soll diese Neigung abmindern. Das Verhältnis zwischen Silizium und Mangan wird daher bei gleich hohem Kohlenstoffgehalt von maßgebendem Einfluß auf das Verhalten des Gußeisens bei hohen Temperaturen sein. Unzweifelhaft werden auch Phosphor und Schwefel, unter Umständen auch andere Stoffe (z. B. Nickel) das Verhalten beeinflussen. Um jedoch den Arbeitsplan nicht ins Uferlose auszudehnen, ist zunächst beabsichtigt, lediglich den Einfluß von Kohlenstoff, Mangan und Silizium zu studieren.

Folgende Gehalte an Kohlenstoff, Mangan und Silizium sollen angestrebt werden:

Kohlenstoff %	Mangan %	Silizium %
2,5	0,5	0,5
3,0	1,0	1,0
3,5	1,5	1,5
		2,0
		3,0

Diese Gehalte untereinander variiert ergeben die in nachfolgender Zahlentafel 1 aufgeführten 45 verschiedenen Schmelzen:

Zahlentafel 1.

Nr.	Kohlenstoff %	Mangan %	Silizium %	Nr.	Kohlenstoff %	Mangan %	Silizium %
1	2,5	0,5	0,5	24	3	1,0	2,0
2	2,5	0,5	1,0	25	3	1,0	3,0
3	2,5	0,5	1,5	26	3	1,5	0,5
4	2,5	0,5	2,0	27	3	1,5	1,0
5	2,5	0,5	3,0	28	3	1,5	1,5
6	2,5	1,0	0,5	29	3	1,5	2,0
7	2,5	1,0	1,0	30	3	1,5	3,0
8	2,5	1,0	1,5	31	3,5	0,5	0,5
9	2,5	1,0	2,0	32	3,5	0,5	1,0
10	2,5	1,0	3,0	33	3,5	0,5	1,5
11	2,5	1,5	0,5	34	3,5	0,5	2,0
12	2,5	1,5	1,0	35	3,5	0,5	3,0
13	2,5	1,5	1,5	36	3,5	1,0	0,5
14	2,5	1,5	2,0	37	3,5	1,0	1,0
15	2,5	1,5	3,0	38	3,5	1,0	1,5
16	3	0,5	0,5	39	3,5	1,0	2,0
17	3	0,5	1,0	40	3,5	1,0	3,0
18	3	0,5	1,5	41	3,5	1,5	0,5
19	3	0,5	2,0	42	3,5	1,5	1,0
20	3	0,5	3,0	43	3,5	1,5	1,5
21	3	1,0	0,5	44	3,5	1,5	2,0
22	3	1,0	1,0	45	3,5	1,5	3,0
23	3	1,0	1,5				

Der Phosphor- und Schwefelgehalt soll bei allen Schmelzen möglichst gleich und möglichst niedrig gehalten sein.

Zum Vergleich wurde noch eine weitere Schmelze mit möglichst hohem Mangangehalt (etwa 4% Mn) hergestellt, die die Nr. 46 erhielt. Von jeder Gattierung ist eine Probeplatte zu gießen, aus der die Stäbe für die Glühversuche herausgearbeitet werden.

Die Stäbe sind bei verschiedenen Temperaturen und verschiedenen Zeiten im Muffelofen zu glühen und die dabei auftretenden Längenänderungen nach dem Abkühlen auf Zimmerwärme zu messen. Das Kleingefüge ist vor und nach der Glühung festzustellen."

C. Durchführung der Versuche.

a) Das Schmelzen der Legierungen und das Vergießen der Probeplatten.

Die Schmelzung wurde im Tiegelofen mit Koksfeuerung vorgenommen. Als Einsatzstoffe standen Hämatitroheisen, Silbereisen und Stahl zur Verfügung, die entsprechend der jeweiligen Soll-Analyse gattiert wurden. Als Zusatz wurde Ferro-Mangan (75%) und Ferro-Silizium (40 bis 50%) verwandt. Der Tiegelinhalt war so bemessen, daß er zum Vergießen aller fünf Gattierungen jeder Reihe (siehe Zahlentafel 1) ausreichte; dabei wurde so verfahren, daß zunächst die jeweilige Grundschmelze (mit dem niedrigsten Siliziumgehalt) bei etwa 1400° vergossen wurde, darauf wurden die zur Steigerung des Siliziumgehaltes erforderlichen Zusätze gemacht, der Tiegel wieder eingesetzt, auf etwa 1400° erwärmt und vergossen, und so fort, bis die letzte Schmelze der Reihe mit dem höchsten Siliziumgehalt vergossen war.

Von jeder Schmelze wurde zunächst je eine Platte von 250×220×30 mm (Abb. 1, Form *a*) in getrockneter kalter Form normaler Art vergossen.

Bei solchen Gattierungen, bei denen dabei weißes oder meliertes Gefüge zu erwarten war, wurde, um graues Gefüge zu erhalten, die Form entsprechend vorgewärmt[1].

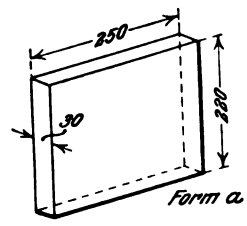


Abb. 1. Platten.

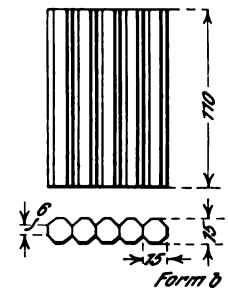


Abb. 2. Kerbplatten.

Um ferner einen Anhalt für den Einfluß der Gefügeausbildung auf das „Wachsen" des Gußeisens zu gewinnen, wurde noch ohne Rücksicht darauf, ob das Gefüge grau oder weiß ausfällt, aus der ersten und letzten Gattierung jeder der neun Versuchsreihen je eine gekerbte Platte nach Abb. 2 (Form *b*) in getrockneter kalter Form gegossen. Platte (Form *a*) und gekerbte Platte (Form *b*) wurden jeweils unmittelbar

[1] Die Vorwärmetemperaturen sind in Zahlentafel 2, Spalte 6 angegeben.

Digitized by Google

hintereinander abgegossen. Die vergossenen Stücke erkalteten in der Form und wurden danach herausgenommen und oberflächlich gereinigt.

b) Chemische Zusammensetzung der erschmolzenen Platten.

Zur Feststellung, ob die Soll-Gehalte bezüglich der Kohlenstoff-, Silizium- und Mangangehalte eingehalten waren, wurde jede Platte auf ihre Zusammensetzung hin untersucht. Die Analysenergebnisse sind in Zahlentafel 2 zusammengestellt. Zum Vergleich sind die Soll-Gehalte daneben gestellt. In Spalte 5 der Zahlentafel 2 finden sich Angaben darüber, welche Platten (Form *a*, Abb. 1 und Form *b*, Abb. 2) von jeder Legierung gegossen bzw. für die später zu beschreibenden „Wachsversuche" verwendet wurden. Die Spalte 6 gibt an, auf welche Temperaturen die Formen für das Gießen einzelner Platten (nach Form *a*) vorgewärmt waren.

In Abb. 3 sind die Analysenergebnisse graphisch aufgetragen. Die Analysen zeigen gegenüber den Soll-Gehalten zwar einige unvermeidliche Schwankungen; im allgemeinen entsprechen sie jedoch den geforderten Bedingungen. Die gegossenen Probeplatten wurden daher für die nachfolgend beschriebenen Versuche verwandt.

Zahlentafel 2. Chemische Zusammensetzung der erschmolzenen Platten.

1	2	3			4					5		6
Reihe	Nr. der Schmelze	Soll-zusammensetzung			Analytisch gefundene Zusammensetzung					Gegossen wurden Platten nach		Vorwärmung der Form a vor dem Guß auf
		C %	Si %	Mn %	C %	Si %	Mn %	P %	S %	Abb. 1	Abb. 2	
I	1	2,5	0,5	0,5	erstarrte völlig „weiß"					wurde für die Versuche nicht verwendet		
	2	2,5	1,0	0,5	2,35	1,25	0,46	—	—	Form a	—	etwa 70°
	3	2,5	1,5	0,5	—	1,76	—	—	—	„	—	—
	4	2,5	2,0	0,5	2,23	2,37	0,45	—	—	„	—	—
	5	2,5	3,0	0,5	2,13	2,89	0,44	0,19	0,026	„	zerbrochen	—
II	6	2,5	0,5	1,0	2,61	0,79	0,89	0,22	0,032	weiß erstarrt	zerbrochen	etwa 200°
	7	2,5	1,0	1,0	2,58	1,38	0,70	—	—	Form a	—	—
	8	2,5	1,5	1,0	2,55	1,87	0,60	—	—	„	—	—
	9	2,5	2,0	1,0	2,50	2,35	0,51	—	—	„	—	—
	10	2,5	1,0	1,0	2,44	2,80	0,82	0,17	0,026	„	Form b	—
III	11	2,5	0,5	1,5	2,99	0,69	1,40	0,13	0,028	weiß erstarrt	zerbrochen	etwa 210°
	12	2,5	1,0	1,5	2,90	1,02	1,38	—	—	Form a	Form b	—
	13	2,5	1,5	1,5	2,80	1,44	1,36	—	—	„	—	—
	14	2,5	2,0	1,5	2,75	1,78	1,34	—	—	„	—	—
	15	2,5	3,0	1,5	2,71	2,26	1,32	0,16	0,026	„	Form b	—
IV	16	3,0	0,5	0,5	3,24	0,56	0,42	0,27	0,030	Form a	Form b	etwa 300°
	17	3,0	1,0	0,5	3,10	0,95	0,40	—	—	„	—	—
	18	3,0	1,5	0,5	3,05	1,56	0,38	—	—	„	—	—
	19	3,0	2,0	0,5	2,99	1,99	0,34	0,25	0,022	„	—	—
	20	3,0	3,0	0,5	3,15	3,13	0,58	0,23	0,030	„	Form b	—
V	21	3,0	0,5	1,0	3,30	0,64	0,87	0,19	0,036	Form a	verloren	etwa 300°
	22	3,0	1,0	1,0	3,20	1,03	0,87	—	—	„	—	—
	23	3,0	1,5	1,0	3,15	1,45	0,85	—	—	„	—	—
	24	3,0	2,0	1,0	3,08	1,79	0,84	—	—	„	—	—
	25	3,0	3,0	1,0	2,91	2,41	0,83	0,18	0,030	„	zerbrochen	—
VI	26	3,0	0,5	1,5	3,34	0,65	1,77	0,18	0,032	Form a	zerbrochen	etwa 300°
	27	3,0	1,0	1,5	3,28	1,09	1,73	—	—	„	—	—
	28	3,0	1,5	1,5	3,27	1,52	1,70	—	—	„	—	—
	29	3,0	2,0	1,5	3,19	1,98	1,66	—	—	„	—	—
	30	3,0	3,0	1,5	3,16	2,84	1,63	0,19	0,028	„	Form b	—
VII	31	3,5	0,5	0,5	3,44	0,47	0,46	0,18	0,028	Form a	—	etwa 270°
	32	3,5	1,0	0,5	3,25	1,05	0,43	—	—	„	Form b	—
	33	3,5	1,5	0,5	3,08	1,58	0,40	—	—	„	—	—
	34	3,5	2,0	0,5	3,30	2,04	0,47	—	—	„	—	—
	35	3,5	3,0	0,5	3,52	2,54	0,54	—	—	„	Form b	—
VIII	36	3,5	0,5	1,0	3,32	0,55	0,97	0,21	0,028	—	zerbrochen	etwa 310°
	37	3,5	1,0	1,0	3,28	1,01	—	—	—	Form a	—	—
	38	3,5	1,5	1,0	3,26	1,25	0,97	—	—	„	—	—
	39	3,5	2,0	1,0	3,18	2,01	—	—	—	„	—	—
	40	3,5	3,0	1,0	3,50	2,70	0,97	—	—	„	zerbrochen	—
IX	41	3,5	0,5	1,5	3,57	0,65	1,45	0,11	0,020	—	Form b	etwa 290°
	42	3,5	1,0	1,5	3,49	1,14	1,40	—	—	Form a	—	—
	43	3,5	1,5	1,5	3,40	1,56	1,35	—	—	„	—	—
	44	3,5	2,0	1,5	3,31	2,00	1,32	—	—	„	—	—
	45	3,5	3,0	1,5	3,22	2,68	1,25	0,10	0,020	„	Form b	—
—	46	—	—	—	3,10	1,80	4,05	0,10	0,025	Form a	Form b	—

Digitized by Google

c) Vorbereitung der Proben für die Glühversuche und Messung der Längenänderung.

Aus den Platten (Abb. 1, Form *a*) wurden Rundstäbe von 100 mm Länge und 15 mm Durchmesser herausgearbeitet. Um den Einfluß der schnelleren Abkühlung der Oberfläche auszuschalten, wurden die Stäbe stets aus dem mittleren Teil der Platten entnommen.

Die gekerbten Platten nach Form *b* (Abb. 2) wurden an den Kerben durchgebrochen. An den auf diese Weise erhaltenen Sechskantstäben blieb die Gußhaut an den vier restlichen Flächen erhalten.

Die Herrichtung der Stäbe für die Längenmessungen vor und nach den Glühungen geht aus Abb. 4 hervor. Die Stäbe wurden in der Längsachse eingebohrt; in die Bohrung (1,75 mm ⌀) wurden zunächst Silberpfropfen eingestaucht. Vorversuche ergaben jedoch, daß sich Silberpfropfen nicht bewährten, da sie beim Glühen aus der Bohrung

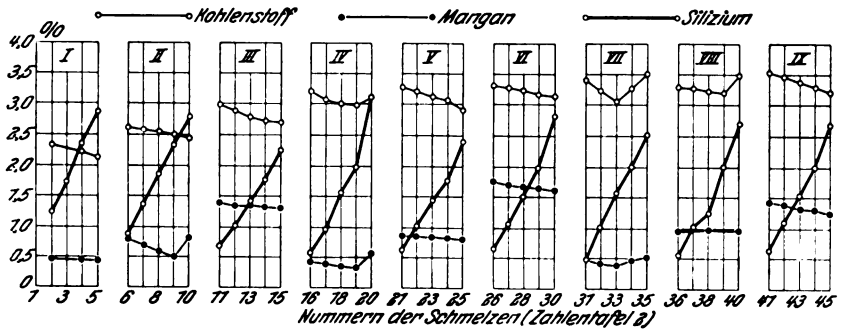


Abb. 3. Chemische Zusammensetzung der erschmolzenen Platten.

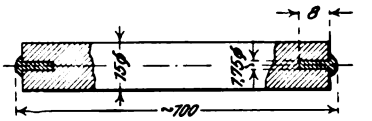


Abb. 4. Rundstab für den Glühversuch vorbereitet.

Zahlentafel 3. I. Glühstufe bei 450°. Rundstäbe (aus den Platten nach Abb. 1).

Reihe	Nr. der Schmelze	l_0 ursprüngliche Länge	l_1 Länge nach 40 Std. Glühung	Δ_1 $l_1 - l_0$		l_2 Länge nach 2 · 40 Std. Glühung	Δ_2 $l_2 - l_0$		l_3 Länge nach 3 × 40 Std. Glühung	Δ_3 $l_3 - l_0$		l_4 Länge nach 4 × 40 Std. Glühung	Δ_4 $l_4 - l_0$	
		mm	mm	mm	%	mm	mm	%	mm	mm	%	mm	mm	%
I	2	104,20	104,23	0,03	**0,03**	104,24	0,04	**0,04**	—	—	—	—	—	—
	3	104,25	104,26	0,01	**0,01**	104,26	0,01	**0,01**	—	—	—	—	—	—
	4	104,19	104,20	0,01	**0,01**	104,35	0,16	**0,15**	104,41	0,22	**0,21**	104,45	0,26	**0,25**
	5	104,41	104,42	0,01	**0,01**	104,54	0,13	**0,12**	104,55	0,14	**0,13**	104,64	0,23	**0,22**
II	7	104,30	104,32	0,02	**0,02**	104,41	0,11	**0,11**	104,41	0,11	**0,11**	104,45	0,15	**0,14**
	8	104,23	104,24	0,01	**0,01**	104,38	0,15	**0,14**	104,42	0,19	**0,18**	104,45	0,22	**0,21**
	10	104,30	104,31	0,01	**0,01**	104,54	0,24	**0,23**	104,55	0,25	**0,23**	104,60	0,30	**0,29**
III	12	104,88	104,92	0,04	**0,04**	104,96	0,08	**0,08**	105,05	0,17	**0,16**	105,08	0,20	**0,19**
	13	104,36	104,40	0,04	**0,04**	—	—	—,	104,55	0,19	**0,18**	104,63	0,27	**0,26**
	14	104,12	104,22	0,10	**0,10**	104,42	0,30	**0,29**	104,50	0,38	**0,37**	104,55	0,43	**0,41**
	15	104,32	104,39	0,07	**0,07**	104,57	0,25	**0,24**	104,61	0,29	**0,28**	104,72	0,40	**0,38**
IV	16	104,20	104,27	0,07	**0,07**	104,32	0,12	**0,11**	104,34	0,14	**0,13**	104,40	0,20	**0,19**
	17	104,59	104,66	0,07	**0,07**	104,69	0,10	**0,10**	104,79	0,20	**0,19**	104,80	0,21	**0,21**
	18	104,23	104,36	0,13	**0,13**	104,40	0,17	**0,16**	104,45	0,22	**0,21**	104,49	0,26	**0,25**
	19	104,22	—	—	—	104,38	0,16	**0,15**	104,43	0,21	**0,20**	104,50	0,28	**0,27**
	20	104,13	104,32	0,19	**0,18**	104,33	0,20	**0,19**	104,43	0,30	**0,29**	104,44	0,31	**0,30**
V	21	103,94	103,97	0,03	**0,03**	104,04	0,10	**0,10**	104,13	0,19	**0,18**	104,14	0,20	**0,19**
	22	104,23	104,25	0,02	**0,02**	104,35	0,12	**0,12**	104,44	0,21	**0,20**	104,44	0,21	**0,20**
	23	104,58	104,72	0,14	**0,13**	104,78	0,20	**0,19**	104,80	0,22	**0,21**	104,80	0,22	**0,21**
	24	103,90	103,97	0,07	**0,07**	104,15	0,25	**0,24**	104,20	0,30	**0,29**	104,23	0,33	**0,32**
	25	104,31	104,40	0,09	**0,09**	104,58	0,27	**0,26**	104,61	0,30	**0,29**	104,65	0,34	**0,33**
VI	26	104,12	104,21	0,09	**0,09**	104,22	0,10	**0,10**	104,24	0,12	**0,12**	104,25	0,13	**0,12**
	27	103,72	103,82	0,10	**0,10**	103,82	0,10	**0,10**	103,90	0,18	**0,17**	103,92	0,20	**0,19**
	28	103,70	103,88	0,18	**0,17**	104,00	0,30	**0,29**	104,09	0,39	**0,38**	104,10	0,40	**0,39**
	29	104,63	104,69	0,06	**0,06**	104,79	0,16	**0,15**	104,80	0,17	**0,16**	104,84	0,21	**0,20**
	30	104,16	104,25	0,09	**0,09**	104,25	0,09	**0,09**	104,30	0,14	**0,13**	104,33	0,17	**0,16**
VII	31	104,08	—	—	—	104,23	0,15	**0,14**	104,24	0,16	**0,15**	104,25	0,17	**0,16**
	32	104,26	104,28	0,02	**0,02**	104,36	0,10	**0,10**	104,45	0,19	**0,18**	104,49	0,23	**0,22**
	34	104,13	104,22	0,09	**0,09**	104,32	0,19	**0,18**	104,35	0,22	**0,21**	104,39	0,26	**0,25**
	35	104,25	104,31	0,06	**0,06**	104,33	0,08	**0,08**	104,49	0,24	**0,23**	104,57	0,32	**0,31**
VIII	37	104,06	104,08	0,02	**0,02**	104,15	0,09	**0,09**	104,16	0,10	**0,10**	104,25	0,19	**0,18**
	38	104,67	104,71	0,04	**0,04**	—	—	—	104,97	0,30	**0,29**	105,05	0,38	**0,36**
	39	104,25	104,34	0,09	**0,09**	104,45	0,20	**0,19**	104,64	0,39	**0,37**	104,68	0,43	**0,41**
	40	104,34	104,42	0,08	**0,08**	104,51	0,17	**0,16**	104,56	0,22	**0,21**	104,64	0,30	**0,29**
IX	42	103,95	103,99	0,04	**0,04**	104,05	0,10	**0,10**	104,11	0,16	**0,15**	104,11	0,16	**0,15**
	43	104,14	104,18	0,04	**0,04**	104,26	0,12	**0,12**	104,32	0,18	**0,17**	104,34	0,20	**0,19**
	44	104,14	104,21	0,07	**0,07**	104,28	0,14	**0,13**	104,31	0,17	**0,16**	104,34	0,20	**0,19**
	45	104,24	104,33	0,09	**0,09**	104,45	0,21	**0,20**	104,51	0,27	**0,26**	104,53	0,29	**0,28**
—	46	104,21	—	—	—	104,32	0,11	**0,11**	104,33	0,12	**0,12**	104,35	0,14	**0,13**

Digitized by Google

herausquollen; wir gingen daher zu Nickelpfropfen über, die sich sehr gut bewährten[1].

Bei einigen Kerbstäben, die weiß erstarrt waren und sich nicht bohren ließen, halfen wir uns dadurch, daß wir die Endflächen möglichst parallel schliffen und die Enden zur Verringerung der Oxydation in Asbest einpackten.

Für die Glühungen waren drei Temperaturstufen (450, 650 und 850° — näheres darüber siehe Abschnitt d) vorgesehen.

Die Längenmessungen der Stäbe wurden für die Glühstufe 450° mit einer Hommel-Meßmaschine vorgenommen, die Meßgenauigkeit betrug $^1/_{1000}$ mm. Für die Stufen 650 und 850° verwandten wir ein Mikrometerkaliber mit $^1/_{100}$ mm Meßgenauigkeit.

d) Durchführung der Glühungen.

I. Glühstufe bei 450°.

Das Glühen erfolgte in einem elektrisch geheizten Ofen, der so gebaut war, daß die Proben über ihre ganze Länge gleichmäßig erwärmt werden konnten. Die Temperaturunterschiede im benutzten Ofenraum betrugen im Höchstfall ±5°. Die Proben wurden kalt eingesetzt; nach etwa 1 St. war die Ofentemperatur von 450° erreicht, sie wurde mit Schwankungen, die sich um etwa ±15 bis 20° erstreckten, 4×40 St. aufrechterhalten.

Die Temperaturen wurden mittels eines geeichten Thermoelementes gemessen, dessen Lötstelle in der Mitte der um sie herumliegenden Proben lag.

Die Abkühlung nach jeder Glühung auf Zimmerwärme dauerte im allgemeinen 5 bis 7 St. 5 weitere Stunden lagerten alsdann die Proben in einem Raum mit möglichst geringen Temperaturschwankungen, worauf die Ausmessung vorgenommen wurde.

II. Glühstufe bei 650°.

Die Glühungen erfolgten in einem gasgeheizten Muffelofen. Die Glühzeiten betrugen hier 4×10 St. Die Temperaturunterschiede innerhalb des Ofenraumes betrugen höchstens ±10°. Im übrigen erfolgte die Abkühlung und Ausmessung (nach 10 St. Glühdauer) wie bei I.

[1] Das verschiedene Verhalten findet darin seine Erklärung, daß sich Silber und Eisen nicht legieren, während Nickel und Eisen leicht ineinander diffundieren und somit eine sichere Verbindung gewährleisten.

Zahlentafel 4. II. Glühstufe bei 650°. Rundstäbe (aus den Platten nach Abb. 1).

Reihe	Nr. der Schmelze	l_0 ursprüngliche Länge	l_1 Länge nach 10 Std. Glühung	Δ_1 $l_1 - l_0$		l_2 Länge nach 2×10 Std. Glühung	Δ_2 $l_2 - l_0$		l_3 Länge nach 3×40 Std. Glühung	Δ_3 $l_3 - l_0$		l_4 Länge nach 4×10 Std. Glühung	Δ_4 $l_4 - l_0$	
		mm	mm	mm	%	mm	mm	%	mm	mm	%	mm	mm	%
I	2	102,15	102,35	0,20	**0,20**	102,45	0,30	**0,29**	102,55	0,40	**0,39**	102,65	0,50	**0,49**
	3	101,74	—	—	—	102,22	0,48	**0,47**	102,42	0,68	**0,67**	102,54	0,80	**0,79**
	4	101,74	102,27	0,53	**0,52**	102,57	0,83	**0,82**	102,71	0,97	**0,95**	102,91	1,17	**1,15**
	5	101,23	101,98	0,75	**0,74**	102,23	1,00	**0,99**	102,33	1,10	**1,09**	102,53	1,30	**1,28**
II	7	101,74	—	—	—	102,29	0,55	**0,54**	102,36	0,62	**0,61**	102,44	0,70	**0,69**
	8	101,32	101,79	0,47	**0,46**	—	—	—	102,02	0,70	**0,69**	102,18	0,86	**0,85**
	9	100,71	—	—	—	—	—	—	101,85	1,14	**1,13**	101,90	1,19	**1,18**
	10	101,20	102,20	1,00	**0,99**	102,46	1,26	**1,25**	102,50	1,30	**1,28**	102,58	1,38	**1,36**
III	12	101,70	102,01	0,31	**0,30**	102,06	0,36	**0,35**	102,10	0,40	**0,39**	102,40	0,40	**0,39**
	13	101,75	102,15	0,40	**0,39**	102,25	0,50	**0,49**	102,33	0,58	**0,57**	102,48	0,73	**0,72**
IV	16	101,97	102,21	0,24	**0,24**	102,32	0,35	**0,34**	102,37	0,40	**0,39**	102,38	0,41	**0,40**
	17	101,91	102,31	0,40	**0,39**	102,36	0,45	**0,44**	102,51	0,60	**0,59**	102,71	0,80	**0,79**
	18	101,10	—	—	—	—	—	—	—	—	—	102,30	1,20	**1,19**
	19	101,26	—	—	—	—	—	—	—	—	—	102,36	1,10	**1,09**
	20	100,83	—	—	—	—	—	—	—	—	—	102,93	2,10	**2,08**
V	21	101,40	—	—	—	101,60	0,20	**0,20**	101,70	0,30	**0,30**	101,90	0,50	**0,49**
	22	101,20	—	—	—	101,40	0,20	**0,20**	—	—	—	101,70	0,50	**0,49**
	24	101,40	—	—	—	101,90	0,50	**0,49**	102,20	0,80	**0,79**	102,40	1,00	**0,99**
	25	101,20	—	—	—	101,50	0,30	**0,30**	—	—	—	102,70	1,50	**1,48**
VI	26	104,15	—	—	—	104,30	0,15	**0,15**	104,50	0,35	**0,34**	104,57	0,42	**0,40**
	27	104,60	—	—	—	104,70	0,10	**0,10**	104,80	0,20	**0,19**	105,10	0,50	**0,48**
	28	103,90	—	—	—	—	—	—	—	—	—	104,50	0,60	**0,58**
	30	104,10	—	—	—	104,40	0,30	**0,29**	104,60	0,50	**0,48**	104,90	0,80	**0,77**
VII	32	104,75	—	—	—	104,05	0,30	**0,29**	105,20	0,45	**0,43**	105,35	0,60	**0,57**
	33	99,00	—	—	—	99,30	0,30	**0,30**	99,90	0,90	**0,90**	100,15	1,15	**1,16**
	34	104,38	—	—	—	104,73	0,35	**0,34**	105,15	0,77	**0,74**	105,55	1,17	**1,12**
	35	103,77	—	—	—	104,60	0,83	**0,81**	105,28	1,51	**1,46**	106,20	2,43	**2,34**
VIII	37	104,40	—	—	—	104,60	0,20	**0,19**	104,80	0,40	**0,38**	105,08	0,68	**0,65**
	38	104,20	—	—	—	104,50	0,30	**0,29**	104,60	0,40	**0,38**	105,00	0,80	**0,77**
	39	104,50	—	—	—	105,15	0,65	**0,62**	105,45	0,95	**0,91**	105,55	1,05	**1,00**
	40	103,80	—	—	—	104,25	0,45	**0,43**	104,66	0,76	**0,73**	104,96	1,16	**1,12**
IX	42	101,39	—	—	—	—	—	—	—	—	—	101,84	0,45	**0,45**
	45	101,30	—	—	—	101,60	0,30	**0,30**	101,70	0,40	**0,40**	102,29	0,99	**0,98**

Digitized by Google

III. Glühstufe bei 850°.

Die Glühungen wurden in der gleichen Weise wie bei II. durchgeführt. Die Glühdauer betrug wieder 4×10 St. Die Temperaturunterschiede innerhalb des Ofenraumes waren hier jedoch etwas größer; sie betrugen etwa ±20°. Nach 10 St. Glühdauer wurden die Proben wiederum ausgemessen.

Für die Glühstufe II bei 650° waren außerdem noch Vakuum-Glühversuche vorgesehen. Die Probestäbe wurden hierbei in Bombenrohre aus Jenaer Glas eingeschmol-

Zahlentafel 5. III. Glühstufe bei 850°. Rundstäbe (aus den Platten nach Abb. 1).

Reihe	Nr. der Schmelze	l_0 ursprüngliche Länge	l_1 Länge nach 10 Std. Glühung	Δ_1 $l_1 - l_0$		l_2 Länge nach 2×10 Std. Glühung	Δ_2 $l_2 - l_0$		l_3 Länge nach 3×10 Std. Glühung	Δ_3 $l_3 - l_0$		l_4 Länge nach 4×10 Std. Glühung	Δ_4 $l_4 - l_0$	
		mm	mm	mm	%	mm	mm	%	mm	mm	%	mm	mm	%
I	2	104,07	104,24	0,17	0,16	104,60	0,53	0,51	104,92	0,85	0,82	105,15	1,08	1,04
	3	104,34	104,66	0,32	0,31	104,97	0,63	0,60	105,21	0,87	0,83	105,48	1,14	1,09
	4	104,62	105,07	0,45	0,43	105,64	1,02	0,97	105,94	1,32	1,26	106,27	1,65	1,58
	5	104,36	105,02	0,66	0,63	105,69	1,33	1,28	106,25	1,89	1,81	106,77	2,41	2,31
II	7	104,32	104,61	0,29	0,28	104,89	0,57	0,55	105,23	0,91	0,87	105,49	1,17	1,12
	8	104,35	104,65	0,30	0,29	104,98	0,63	0,60	105,31	0,96	0,92	105,60	1,25	1,18
	9	104,15	104,58	0,43	0,41	105,04	0,89	0,85	105,51	1,36	1,31	106,08	1,83	1,76
	10	104,38	104,86	0,48	0,46	105,42	1,04	0,99	105,90	1,52	1,46	106,39	2,01	1,89
III	13	104,46	104,62	0,16	0,15	104,81	0,35	0,34	104,97	0,51	0,49	105,20	0,74	0,71
	14	104,28	104,49	0,21	0,20	104,64	0,36	0,35	104,84	0,56	0,54	105,03	0,75	0,72
	15	104,04	104,31	0,27	0,26	104,46	0,42	0,40	104,67	0,63	0,61	104,91	0,87	0,84
IV	16	104,38	104,68	0,30	0,29	104,74	0,36	0,34	104,98	0,60	0,57	105,19	0,81	0,78
	17	104,44	104,68	0,24	0,23	104,94	0,50	0,48	105,24	0,80	0,77	105,51	1,07	1,02
	18	104,07	104,47	0,40	0,38	105,11	1,04	1,00	105,62	1,55	1,49	106,06	1,99	1,91
	19	103,19	103,73	0,54	0,52	104,57	1,38	1,34	104,97	1,78	1,73	105,38	2,19	2,12
V	21	104,11	104,32	0,21	0,20	—	—	—	104,60	0,49	0,47	104,88	0,77	0,74
	22	103,92	104,09	0,17	0,16	104,25	0,33	0,32	104,50	0,58	0,56	104,81	0,89	0,86
	23	104,29	104,43	0,14	0,13	104,69	0,40	0,38	104,93	0,64	0,61	105,16	0,87	0,85
	24	104,08	104,35	0,27	0,26	104,76	0,68	0,65	105,10	1,02	0,98	105,35	1,27	1,22
	25	104,32	104,83	0,51	0,49	105,74	1,42	1,36	106,28	1,96	1,88	106,74	2,42	2,32
VI	26	103,86	104,02	0,16	0,15	104,13	0,27	0,26	104,46	0,60	0,58	104,72	0,86	0,83
	27	104,32	104,48	0,16	0,15	104,70	0,38	0,36	104,99	0,67	0,64	105,33	1,01	0,97
	28	104,27	104,45	0,18	0,17	104,66	0,39	0,37	104,92	0,65	0,62	105,20	0,93	0,89
	29	104,04	104,26	0,22	0,21	104,47	0,43	0,41	104,62	0,58	0,56	104,80	0,96	0,92
	30	103,90	104,18	0,28	0,27	104,40	0,50	0,48	104,61	0,71	0,68	104,87	0,97	0,93
VII	31	103,85	104,09	0,24	0,23	104,34	0,49	0,47	104,55	0,70	0,67	104,76	0,91	0,88
	32	104,02	104,25	0,23	0,22	104,66	0,64	0,62	104,91	0,89	0,86	105,13	1,11	1,07
	33	104,39	104,78	0,39	0,37	105,31	0,92	0,88	105,51	1,12	1,07	105,72	1,33	1,27
	34	103,87	104,41	0,54	0,52	104,89	1,02	0,98	105,13	1,26	1,21	105,45	1,58	1,52
	35	103,84	104,75	0,91	0,88	106,49	2,65	2,55	107,59	3,75	3,61	108,23	4,39	4,23
VIII	37	104,19	104,39	0,20	0,19	104,63	0,44	0,42	104,90	0,71	0,68	105,19	1,00	0,96
	38	104,04	104,25	0,21	0,20	104,64	0,60	0,58	104,94	0,90	0,87	105,37	1,33	1,28
	39	104,26	104,68	0,42	0,40	105,18	0,92	0,88	105,59	1,33	1,28	106,06	1,80	1,73
	40	103,39	104,01	0,62	0,60	105,18	1,79	1,73	106,44	3,05	2,95	107,33	3,94	3,81
IX	43	103.86	103,97	0,11	0,10	104,09	0,23	0,22	104,26	0,40	0,38	104,42	0,56	0,54
	44	103,91	104,08	0,17	0,16	104,29	0,38	0,36	104,51	0,60	0,58	104,79	0,88	0,85

Zahlentafel 6. Sechskantstäbe (aus den Platten nach Abb. 2).
I. Glühstufe bei 450°.

Reihe	Nr. der Schmelze	l_0 ursprüngliche Länge	l_1 Länge nach 40 Std. Glühung	Δ_1 $l_1 - l_0$		l_2 Länge nach 2×40 Std. Glühung	Δ_2 $l_2 - l_0$		l_3 Länge nach 3×40 Std. Glühung	Δ_3 $l_3 - l_0$		l_4 Länge nach 4×40 Std. Glühung	Δ_4 $l_4 - l_0$	
		mm	mm	mm	%	mm	mm	%	mm	mm	%	mm	mm	%
II	10	112,63	112,76	0,13	0,11	112,85	0,22	0,20	112,88	0,25	0,22	112,94	0,31	0,28
III	15	114,20	114,20	0,00	—	114,30	0,10	0,09	114,33	0,13	0,11	114,39	0,19	0,17
IV	17	113,68	113,70	0,02	0,02	113,90	0,22	0,19	114,00	0,32	0,28	114,05	0,37	0,33
	20	113,18	113,25	0,07	0,06	113,35	0,17	0,15	113,38	0,20	0,18	113,43	0,25	0,22
VI	30	113,10	113,10	0,00	—	113,20	0,10	0,09	113,22	0,12	0,11	113,32	0,22	0,19
VII	32	113,95	114,00	0,05	0,04	114,22	0,27	0,24	114,32	0,37	0,33	114,39	0,44	0,39
	35	113,58	113,70	0,12	0,11	113,84	0,26	0,23	113,93	0,35	0,31	114,00	0,42	0,37
IX	45	112,69	112,69	0,00	—	112,78	0,09	0,08	112,85	0,16	0,14	112,97	0,28	0,25
	46	113,46	113,55	0,09	0,08	113,73	0,27	0,24	113,76	0,30	0,27	113,80	0,34	0,30

Digitized by Google

II. Glühstufe bei 650°.

Reihe	Nr. der Schmelze	l_0 ursprüngliche Länge	l_1 Länge nach 10 Std. Glühung	Δ_1 $l_1 - l_0$		l_2 Länge nach 2×10 Std. Glühung	Δ_2 $l_2 - l_0$		l_3 Länge nach 3×10 Std. Glühung	Δ_3 $l_3 - l_0$		l_4 Länge nach 4×10 Std. Glühung	Δ_4 $l_4 - l_0$	
		mm	mm	mm	%	mm	mm	%	mm	mm	%	mm	mm	%
II	10	113,55	—	—	—	113,65	0,10	**0,09**	114,15	0,60	**0,53**	114,27	0,72	**0,63**
III	15	113,29	—	—	—	113,69	0,04	**0,04**	113,99	0,70	**0,62**	114,25	0,96	**0,85**
IV	17	115,01	—	—	—	115,10	0,09	**0,08**	115,15	0,14	**0,12**	115,30	0,29	**0,25**
	20	104,68	—	—	—	104,80	0,12	**0,11**	105,00	0,32	**0,31**	105,35	0,67	**0,64**
VI	30	110,66	—	—	—	110,90	0,24	**0,22**	110,95	0,29	**0,26**	111,06	0,40	**0,36**
VII	32	111,15	—	—	—	111,25	0,10	**0,09**	111,45	0,30	**0,27**	111,45	0,30	**0,27**
	35	111,44	—	—	—	111,24	0,20	**0,18**	111,64	0,20	**0,18**	112,14	0,70	**0,63**
IX	42	111,10	—	—	—	111,37	0,27	**0,24**	111,40	0,30	**0,27**	111,50	0,40	**0,36**
	45	109,80	110,10	0,30	**0,27**	110,34	0,54	**0,50**	110,44	0,64	**0,58**	110,70	0,90	**0,82**

III. Glühstufe bei 850°.

Reihe	Nr. der Schmelze	l_0 ursprüngliche Länge	l_1 Länge nach 10 Std. Glühung	Δ_1 $l_1 - l_0$		l_2 Länge nach 2×10 Std. Glühung	Δ_2 $l_2 - l_0$		l_3 Länge nach 3×10 Std. Glühung	Δ_3 $l_3 - l_0$		l_4 Länge nach 4×10 Std. Glühung	Δ_4 $l_4 - l_0$	
		mm	mm	mm	%	mm	mm	%	mm	mm	%	mm	mm	%
II	10	80,16	80,66	0,50	**0,62**	81,08	0,92	**1,15**	81,43	1,27	**1,57**	81,93	1,77	**2,21**
IV	17	113,70	114,18	0,48	**0,42**	114,43	0,73	**0,64**	114,74	1,04	**0,91**	115,08	1,38	**1,21**
	20	113,74	114,62	0,88	**0,77**	115,34	1,60	**1,41**	115,86	2,12	**1,86**	116,68	2,94	**2,58**
VI	30	112,82	113,17	0,35	**0,31**	113,39	0,57	**0,51**	113,60	0,78	**0,69**	113,79	0,97	**0,86**
VII	32	113,65	114,13	0,48	**0,42**	114,53	0,88	**0,77**	114,94	1,29	**1,14**	115,25	1,60	**1,41**
	35	113,16	113,97	0,81	**0,72**	115,32	2,16	**1,91**	116,58	3,42	**3,02**	118,23	5,07	**4,48**
IX	45	114,37	114,61	0,24	**0,21**	114,76	0,39	**0,34**	114,90	0,53	**0,46**	115,08	0,71	**0,63**
—	46	113,20	113,51	0,31	**0,27**	113,63	0,43	**0,38**	113,83	0,63	**0,56**	113,97	0,77	**0,68**

zen, die vorher mittels einer Gaede-Pumpe evakuiert waren. Das Vakuum betrug anfangs 0,10 bis 0,15 mm Quecksilbersäule. Die Glühdauer betrug wieder 4×10 St. Beim Aufbrechen der Rohre zeigte es sich, daß das Vakuum im allgemeinen auf 10 mm Quecksilbersäule zurückgegangen war; es hatte also eine Gasabgabe aus den Gußeisenproben stattgefunden. Die Rohre mit den Probenummern 5, 15 und 20 (siehe Zahlentafel 2) waren nach der letzten 10stündigen Glühung gerissen; trotzdem zeigte keines der Probestäbchen Oxydation.

D. Ergebnisse der Glühversuche.

In den Zahlentafeln 3 bis 5 sind die Ergebnisse der Längenmessungen der Rundstäbe (aus den Platten nach Abb. 1) zusammengestellt. Zahlentafel 6 gibt die Längenänderungen der Sechskantstäbe (gekerbte Platten Abb. 2) und Zahlentafel 7 die Ergebnisse der Glühversuche im Vakuum wieder.

In den Zahlentafeln sind nur die Werte aufgenommen, die als einwandfrei angesehen werden konnten. Die vielen Lücken, namentlich in Zahlentafel 4 (Glühstufe bei 650°) deuten auf die mannigfachen, zu Anfang[1] zu überwindenden Schwierigkeiten hin[2]. Erst als diese überwunden waren, gelang es, zu einwandfreien Ergebnissen zu kommen. In den Abb. 5 bis 7 sind die Längenänderungen der Rundstäbe (Zahlentafel 3 bis 5) nach dem Glühen bei den verschiedenen Glühstufen graphisch aufgetragen. Der Maßstab für die Glühstufe I (450°) ist dabei doppelt so groß gewählt wie für die beiden höheren Glühstufen (II und III). Da die Glühungen mit den Sechskantstäben (Zahlentafel 6) in genau der gleichen Weise durchgeführt wurden wie mit den Rundstäben, so sind sie mit den erstgenannten Versuchen unmittelbar vergleichbar. Die Ergebnisse sind daher ebenfalls in die Abb. 5 bis 7, jedoch nicht durch Punkte, sondern durch Kreuze (+) gekennzeichnet, eingetragen; sie bilden eine wertvolle Ergänzung zu den Versuchen mit Rundstäben. Die Vakuumversuche (Zahlentafel 7) sind in Abb. 8 gesondert aufgetragen.

[1] Die Versuche wurden mit Glühstufe II (650°) begonnen.

[2] Auf die Ersetzung der anfangs verwendeten Silberpfropfen durch Nickelpfropfen wurde bereits hingewiesen.

Zahlentafel 7.
II. Glühstufe bei 650° im Vakuum (Abb. 8).

Reihe	Nr. der Schmelze	l_0 ursprüngliche Länge	l_1 Länge nach 40 Std. Glühung	Δ_1 $l_1 - l_0$	
		mm	mm	mm	%
I	2	105,65	105,80	0,15	**0,14**
	5	103,75	104,70	0,95	**0,92**
III	12	104,82	105,22	0,40	**0,38**
	15	104,29	105,00	0,71	**0,68**
IV	17	104,51	104,80	0,29	**0,28**
	20	104,66	105,60	0,94	**0,90**
VI	27	104,30	104,60	0,30	**0,29**
	30	104,11	104,50	0,39	**0,37**
VII	32	103,90	104,10	0,20	**0,19**
	35	104,68	105,30	0,62	**0,59**
IX	42	104,87	105,08	0,21	**0,20**
	45	104,80	105,40	0,60	**0,57**

Digitized by Google

Aus den Zahlentafeln 3 bis 5 und den graphischen Aufzeichnungen der Versuchsergebnisse (Abb. 5 bis 7) geht folgendes hervor:

Die Versuche bei 450° (Glühstufe I) geben noch kein klares Bild über den Einfluß der chemischen Zusammensetzung auf die Aufspaltung des Zementits. Da die Aufspaltung nicht nur eine Funktion der Temperatur, sondern auch der Zeit ist, so dürfte die Zeit von 4×40 St. zu kurz gewesen sein, um bei der an und für sich bei 450° noch unerheblichen Beweglichkeit der Moleküle zu einwandfreien Ergebnissen zu kommen[1].

Viel deutlicher schält sich bereits ein Einfluß der Zusammensetzung nach dem Glühen bei 650° (II. Glühstufe) und am deutlichsten und einwandfreisten nach dem Glühen bei 850° (III. Glühstufe) heraus, obgleich die Glühzeiten bei diesen beiden Stufen im Höchstfalle nur 4×10 St. betrugen.

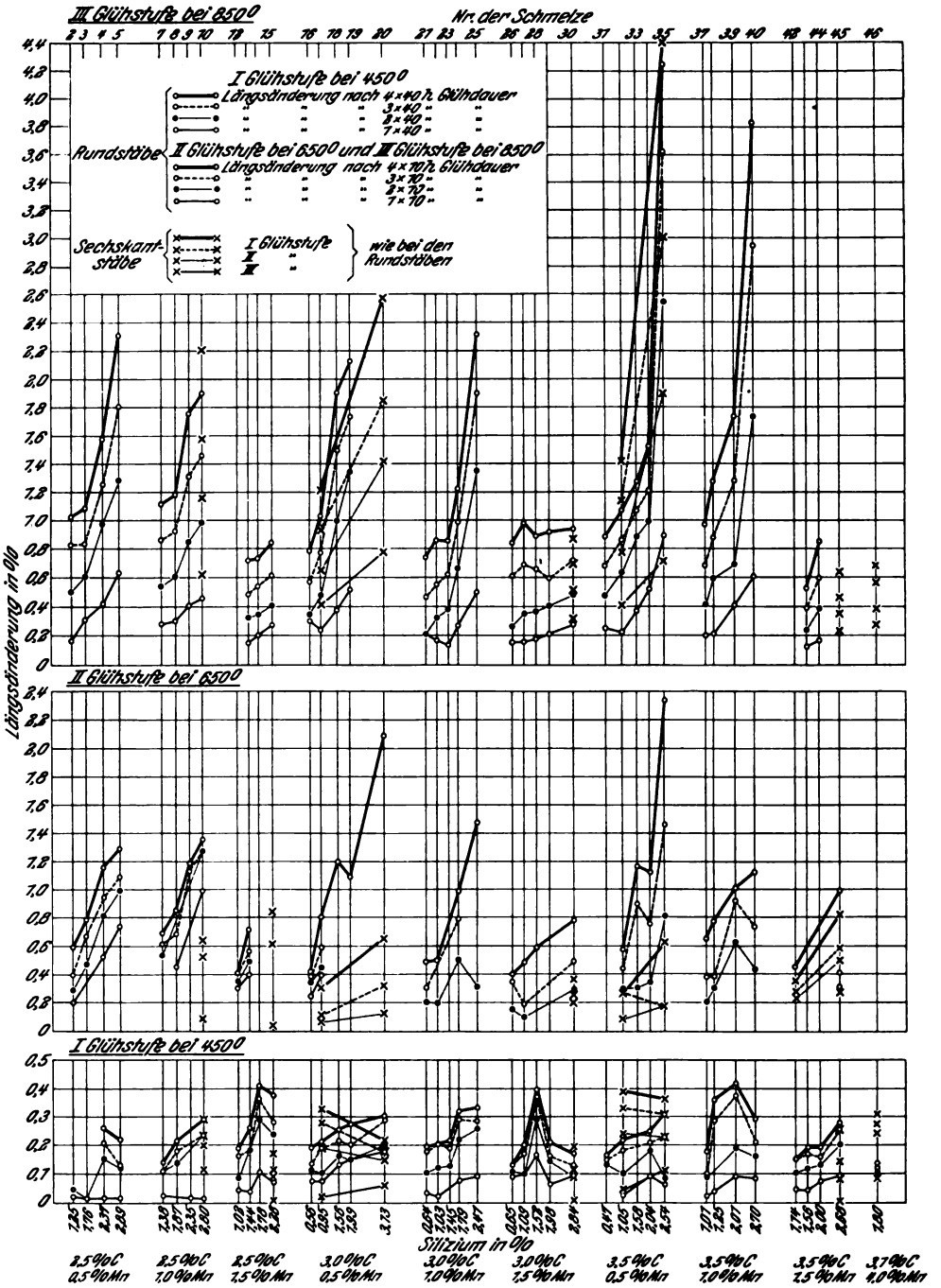


Abb. 5. Einfluß des Siliziums auf das Wachsen des Gußeisens.

Die Glühstufe bei 650° liegt unterhalb der Perlitumwandlung, während die Temperatur von 850° hoch darüber liegt. Ein grundsätzlicher Unterschied scheint nach unseren Versuchen zwischen der Volumenzunahme, die durch Aufspaltung des Zementits bedingt ist, und der durch Ausscheidung von Kohlenstoff aus der festen Lösung bedingten, nicht zu bestehen; quantitativ ist der Unterschied jedoch sehr erheblich.

[1] Hierzu ist zu bemerken, daß die Versuche im Betriebe neben den laufenden Betriebsaufgaben durchgeführt werden mußten, wodurch die Freiheit auf die zur Verfügung stehende Zeit nicht immer gegeben war.

Digitized by Google

In Abb. 5 sind die Proben in der gleichen Reihenfolge angeordnet wie in Zahlentafel 2 und Abb. 3, also in Reihen von je 5 bzw. je 4 Schmelzen mit steigenden Siliziumgehalten bei annähernd gleichem Kohlenstoff- und Mangangehalt.

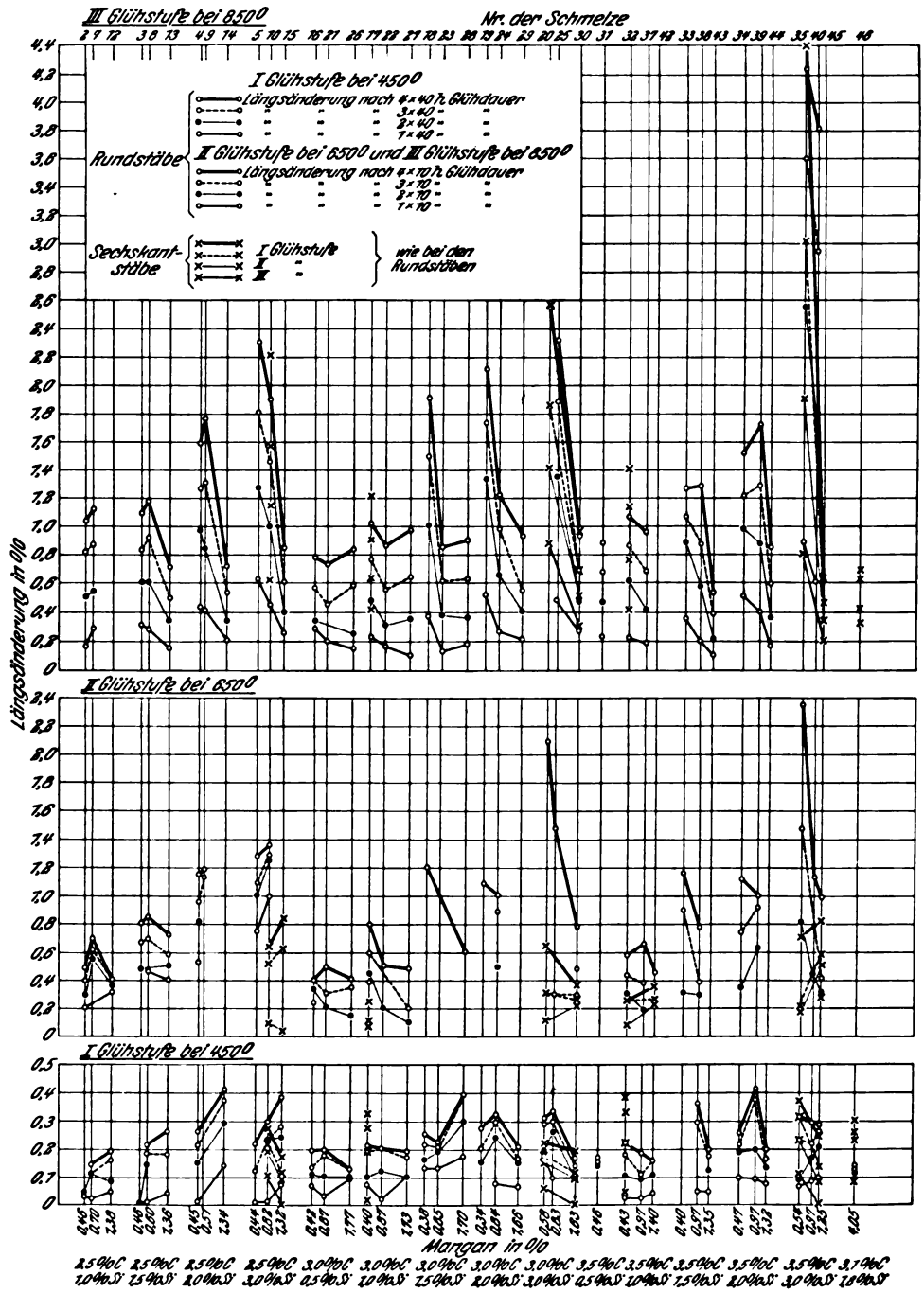


Abb. 6. Einfluß des Mangans auf das Wachsen des Gußeisens.

In Abb. 6 ist die Einordnung nach steigenden Mangangehalten und in Abb. 7 nach steigenden Kohlenstoffgehalten getroffen. Die jeweiligen Längenänderungen sind in Prozenten aufgetragen. Zunächst ist zu bemerken, daß die Längenzunahmen der Probestäbe bei den höheren Glühstufen (650 und 850°) namentlich bei den Stäben mit höheren Siliziumgehalten den theoretisch errechenbaren Wert für das Wachsen infolge Aufspaltung des Zementits (etwa 1%) überschreiten. Es hat also hier trotz der kurzen Glühzeiten bereits ein sekundäres Wachsen infolge Oxydation oder anderer zur Zeit noch nicht klar zu übersehender Ursachen eingesetzt; die Beantwortung der grundsätzlichen Frage, „ob die chemische Zusammensetzung des Gußeisens von Einfluß auf das Wachsen des Gußeisens" ist, wird dadurch jedoch nicht berührt.

Am augenfälligsten tritt der Einfluß eines steigenden Siliziumgehaltes auf das „Wachsen" des Gußeisens hervor (siehe Abb. 5).

Während die Probestäbe mit niedrigen Siliziumgehalten selbst bei 850° Glühtemperatur nur unerheblich gewachsen waren, stieg mit steigendem Siliziumgehalt die Längenzunahme in fast allen Reihen ganz regelmäßig an (siehe Abb. 5).

Digitized by Google

Bei hohem Silizium- und gleichzeitig hohem Kohlenstoffgehalt war die prozentuale Längenzunahme auffallend groß (Schmelze 35).

Mangan wirkt dem das Wachsen begünstigenden Einfluß des Siliziums stark entgegen. Die Probestäbe ein etwaiger Einfluß des Kohlenstoffs selbst bei gleichzeitig hohem Siliziumgehalt nicht zur Geltung (Schmelzen 12, 13, 14, 15, 27, 28, 29, 30 und 42, 43, 44, 45, 46); bei niedrigem Mangan- und hohem Siliziumgehalt verstärkt er jedoch deutlich die Wirkung des Siliziums. Bei den

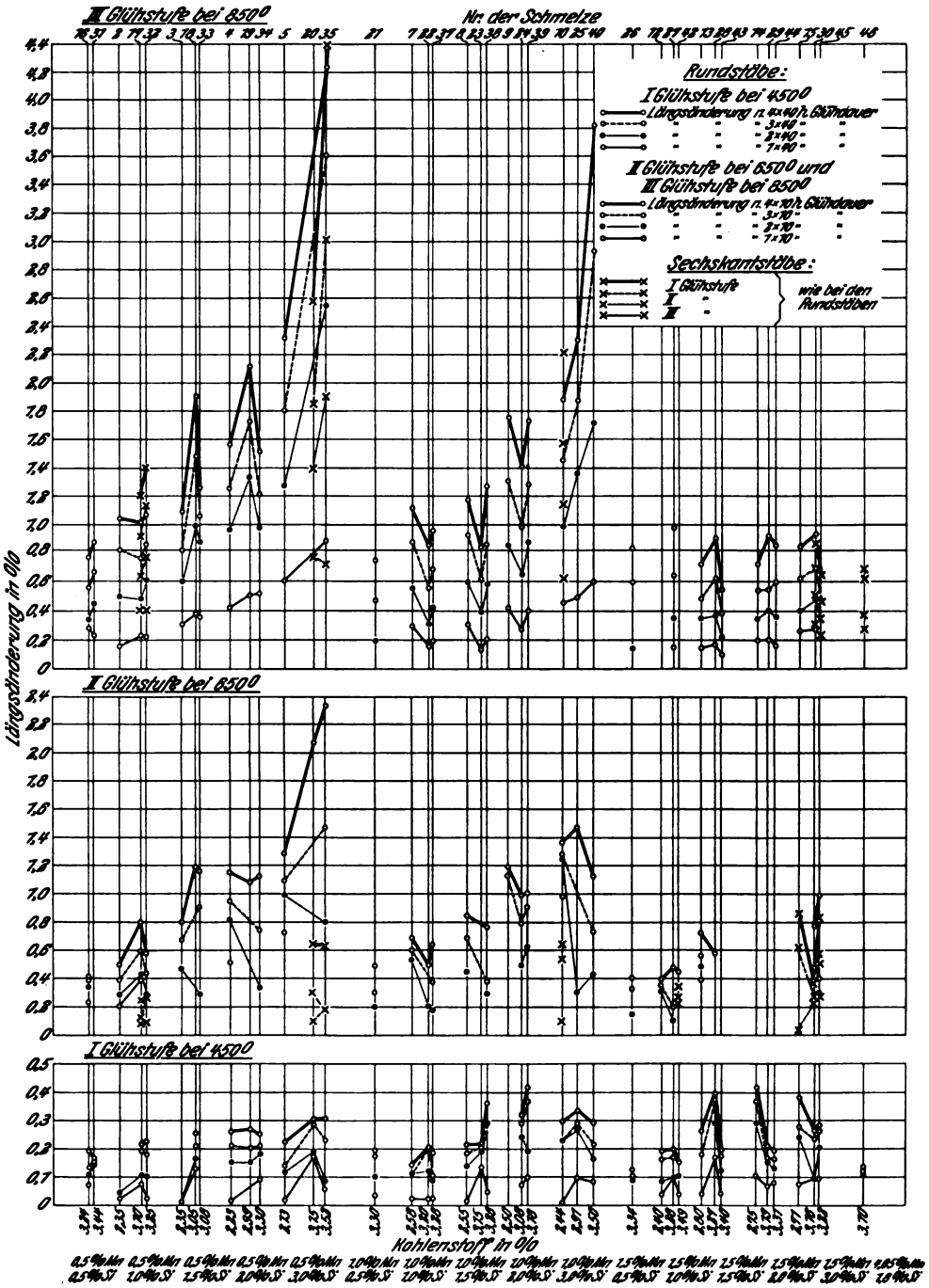


Abb. 7. Einfluß des Kohlenstoffs auf das Wachsen des Gußeisens.

weisen durchgehend mit steigendem Mangangehalt einen unverkennbaren Abfall der Längsausdehnung auf (siehe Abb. 6). Die Längsausdehnung der Schmelze Nr. 46 mit sehr hohem Mangangehalt ist ebenfalls nur unerheblich.

Der Einfluß des Kohlenstoffs tritt nicht so deutlich in Erscheinung, wie der von Silizium und Mangan (siehe Abb. 7[1]). Ist der Mangangehalt hoch, so kommt Versuchen im Vakuum (Zahlentafel 7 und Abb. 8) tritt lediglich der das Wachsen begünstigende Einfluß des Siliziums deutlich in Erscheinung, weniger deutlich der das Wachsen behindernde Einfluß des Mangans. Der an und für sich nicht erhebliche Einfluß des Kohlenstoffs ist bei diesen Versuchen nicht zu erkennen.

E. Gefügeuntersuchung.

Sämtliche Schmelzen wurden metallographisch untersucht. Hierzu wurden gesonderte Abschnitte verwendet,

[1] In Abb. 7 sind die Zahlenangaben aus Zahlentafel 6 (Versuche mit Sechskantstäben bei der Glühstufe I (450°) nicht aufgetragen.

Digitized by Google

von denen zugleich mit den Glühversuchen Belegstücke in den Ofen eingesetzt wurden. Glühzeiten und Glühtemperaturen waren also die gleichen wie bei den zu den Längenmessungen verwandten Probestäben. Gefügeaufnahmen wurden nur von einigen besonders kennzeichnenden Proben gemacht. Die aufgenommenen Gefügebilder der Ausgangsstoffe entsprechen dem Durchschnittsgefüge. Von den Glühproben zeigten im allgemeinen die bei 450° geglühten gleichen Gefügeaufbau über den ganzen Querschnitt; bei den bei 650° geglühten war vielfach am äußeren Umfang (Rand) eine erheblich stärkere Aufspaltung des Zementits eingetreten als mehr nach der Mitte zu; die bei 850° geglühten Proben ließen zum Teil auffallende Zonenbildungen erkennen. In Abb. 9 ist für eine Anzahl der bei 850° geglühten Proben zunächst rein schematisch die Anordnung der verschiedenen Zonen zeichnerisch wiedergegeben; im einzelnen wird auf diese Zonen bei Besprechung der verschiedenen Schmelzen noch zurückgekommen.

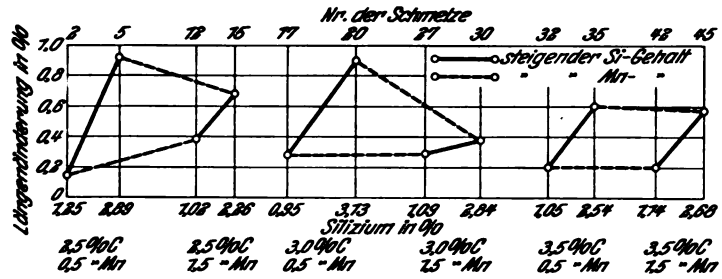


Abb. 8. III. Glühstufe bei 650° im Vakuum.

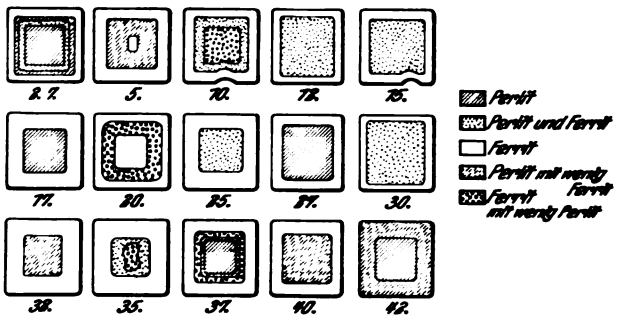


Abb. 9. Zonenbildungen in den bei 850° geglühten Proben.

In Zahlentafel 8 sind die Ergebnisse der Gefügeuntersuchung übersichtlich zusammengestellt. Aus der Zusammenstellung und aus den aufgenommenen Gefügebildern Abb. 11 bis 69 ergibt sich folgendes:

1. Die Ausgangsstoffe mit niedrigen Si-Gehalten weisen vorwiegend feinlamellaren bzw. feinkörnigen Perlit mit feinen Graphitblättern auf (Abb. 10, 33, 40, 44, 55 und 62). Mit zunehmendem Si-Gehalt werden die Graphitblätter vielfach gröber (Abb. 36); zugleich tritt im Gefüge freier Ferrit auf (Abb. 15, 24, 30, 42, 47, 66). In den Proben mit hohen Mn-Gehalten ist der Graphit vielfach kurzblätterig und eutektisch angeordnet (Abb. 30, 47, 66). Die chemische Zusammensetzung beeinflußt hiernach den Gefügeaufbau der Ausgangsstoffe in kennzeichnender Weise.

2. Durch das Glühen bei 450° I. Glühstufe (4×40 St.) ist bei den Proben mit niedrigen Si-Gehalten im allgemeinen noch keine deutlich erkennbare Gefügeänderung eingetreten. Damit stehen auch die „Wachsversuche" in Übereinstimmung, bei denen bei diesen Proben ebenfalls noch keine irgendwie erheblichen Längenänderungen zu beobachten waren (Abb. 5). Die Zeitdauer der Glühung dürfte für Gußeisen mit niedrigem Si-Gehalt zu kurz gewesen sein, um ein Aufspalten des Zementits in die Wege zu leiten. Bei den Proben mit hohen Si-Gehalten war vielfach bereits ein schwaches Anwachsen der Ferritmenge nachweisbar (Abb. 16, 48, 67). Der Einfluß des Mangans und des Kohlenstoffs wird anscheinend durch den Einfluß des Siliziums überdeckt; jedenfalls kommt er weder im Gefüge noch bei den Wachsversuchen (Abb. 6 und 7) klar zum Ausdruck.

3. Die Glühung bei 650° (II. Glühstufe) hat trotz der erheblich kürzeren Glühzeit (4×10 St.) in den meisten Fällen den Gefügeaufbau weitgehend beeinflußt. Bei den Proben mit niedrigen Si-Gehalten war der vorher lamellare Perlit vielfach in körnigen Perlit übergegangen (Abb. 11, 22, 29, 34, 41); die vorher feinen Graphitblätter waren infolge Anlagerung von Kohlenstoff zum Teil erheblich dicker und breiter geworden (Abb. 53, 56, 63). Bei den Proben mit hohen Si-Gehalten, die vielfach bereits im Ausgangsstoff freien Ferrit enthielten, war ein starkes Anwachsen der Ferritmenge, namentlich am Rand der Proben zu beobachten (Abb. 25, 37, 43, 49, 54, 59, 68). Der Einfluß des Mangans kommt im Gefüge hier ebenfalls deutlich zum Ausdruck; er wirkt sich, in Übereinstimmung mit den „Wachsversuchen" (Abb. 6) selbst bei hohen Si-Gehalten in einer deutlichen Behinderung der Aufspaltung des Zementits aus. So zeigte z. B. Probe 5 mit 2,89% Si und wenig Mangan (0,44% Mn) im Gefüge vorwiegend Ferrit (Abb. 17). Probe 10 mit 2,80% Si und 0,82% Mn ließ am Rand ebenfalls vorwiegend Ferrit erkennen (Abb. 25), mehr nach der Mitte zu war jedoch noch Perlit vorhanden; Probe 15 mit 2,26% Si und 1,32% Mn zeigte schon am Rande Perlit neben Ferrit (Abb. 31). Noch deutlicher tritt der die Aufspaltung behindernde Einfluß des Mangans bei niedrigen Si-Gehalten zutage. Probe 32 mit 1,05% Si und nur 0,43% Mn zeigt körnigen Perlit und grobe Graphitblätter, jedoch keinen Ferrit (Abb. 53); Probe 22 mit 1,03% Si und 0,87% Mn (Abb. 41) zeigt ähnliches Gefüge wie Probe 32; Probe 37 mit 1,01% Si und 1,01% Mn läßt bereits erheblich feinere Graphitblätter, die im Perlit liegen, erkennen (Abb. 56), und Probe 12 mit 1,02% Si und 1,38% Mn weist nur noch sehr feine, im Perlit liegende Graphitblätter auf (Abb. 29). Der Einfluß des Kohlenstoffgehaltes tritt gegenüber dem überwiegenden Einfluß von Silizium und Mangan etwas zurück; nur bei gleichzeitig hohem Si-Gehalt scheint er (in Übereinstimmung mit den „Wachsversuchen") die Aufspaltung zu begünstigen (siehe z. B. Abb. 63 und 68). Die Vakuumversuche bei 650° haben im großen und ganzen dasselbe ergeben wie die Versuche bei Luftzutritt (siehe Abb. 21, 39, 46, 52, 69), etwas besonderes ist hierzu nicht zu sagen.

4. Die bei 850° (III. Glühstufe) 4×10 St. geglühten Proben zeigten als auffallendstes Unterscheidungsmerkmal gegenüber den bei 450 und 650° geglühten durch-

Digitized by Google

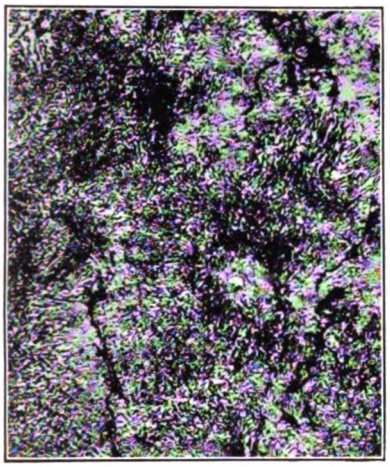


Abb. 10. Ausgangsmaterial Nr. 2.
$v = 200$.

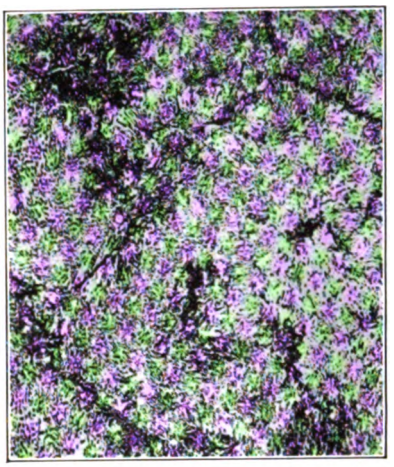


Abb. 11. II. Glühstufe bei 650°. Nr. 2.
$v = 200$.

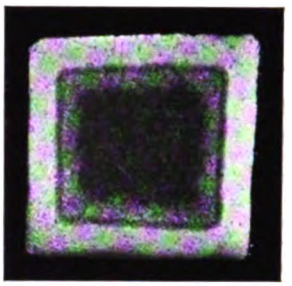


Abb. 12. III. Glühstufe bei 850°.
Nr. 2. $v = 2$.

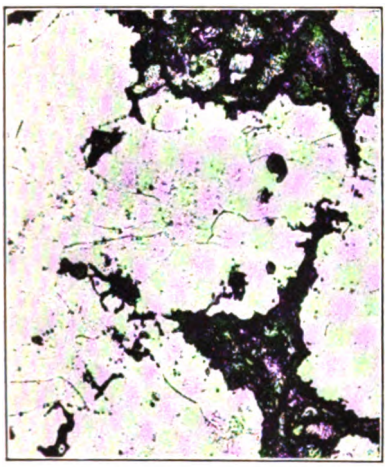


Abb. 13. III. Glühstufe bei 850°.
Nr. 2. Randzone. $v = 200$.

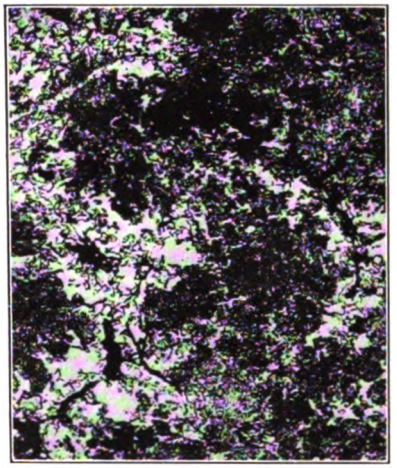


Abb. 14. III. Glühstufe bei 850°.
Nr. 2. 1. Übergangszone. $v = 200$.

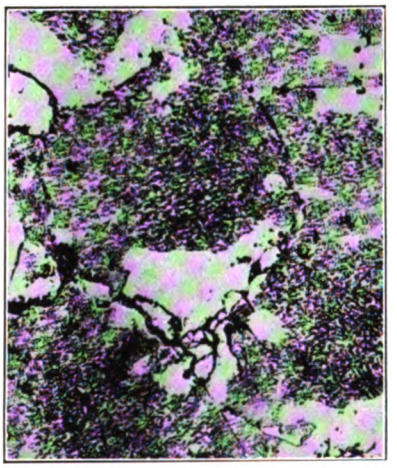


Abb. 15. Ausgangsmaterial Nr. 5.
$v = 200$.

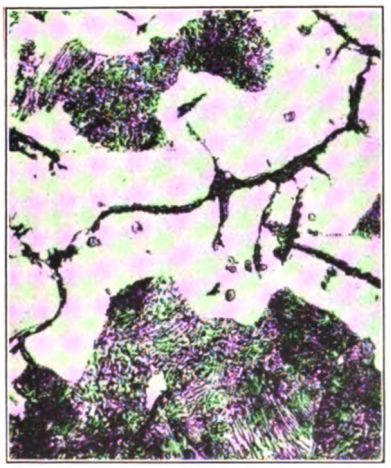


Abb. 16. I. Glühstufe bei 450°. Nr. 5.
$v = 200$.

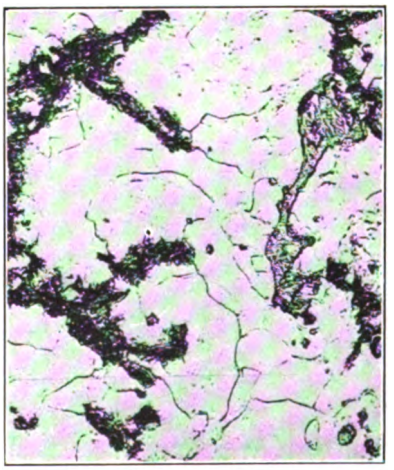


Abb. 17. II. Glühstufe bei 650°. Nr. 5.
$v = 200$.

Digitized by Google

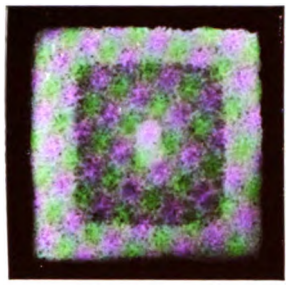


Abb. 18. III. Glühstufe bei 850°.
Nr. 5. $v = 2$.

Abb. 19. III. Glühstufe bei 850°.
Nr. 5. Zwischenzone. $v = 200$.

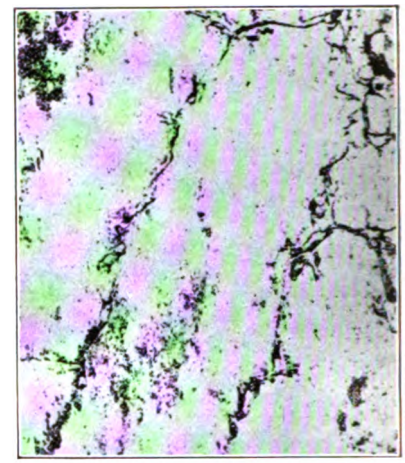


Abb. 20. III. Glühstufe bei 850°.
Nr. 5. Kernzone. $v = 200$.

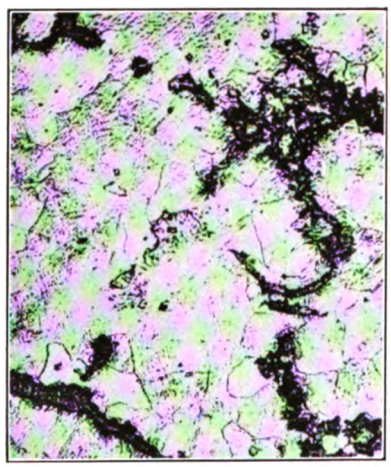


Abb. 21. Vakuumversuch bei 650°.
Nr. 5. $v = 200$.

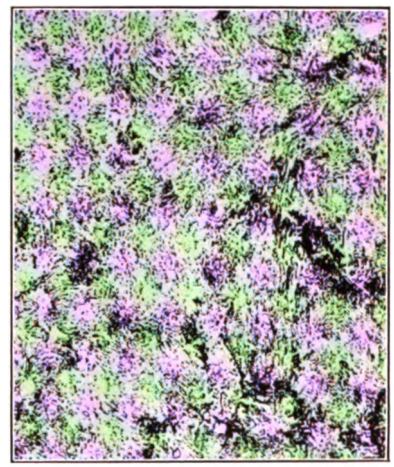


Abb. 22. II. Glühstufe bei 650°.
Nr. 7. $v = 200$.

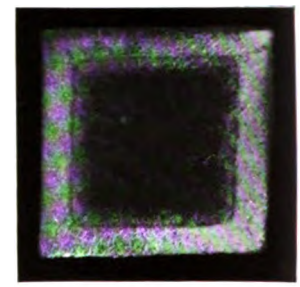


Abb. 23. III. Glühstufe bei 850°.
Nr. 7. $v = 2$.

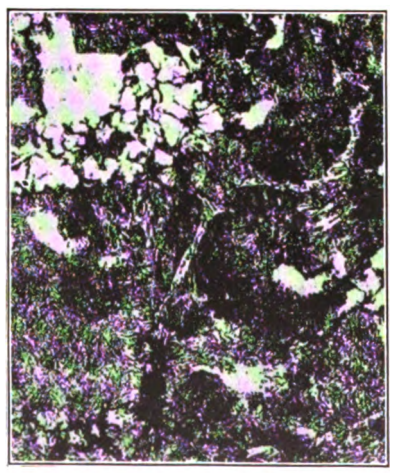


Abb. 24. Ausgangsmaterial Nr. 10.
$v = 200$.

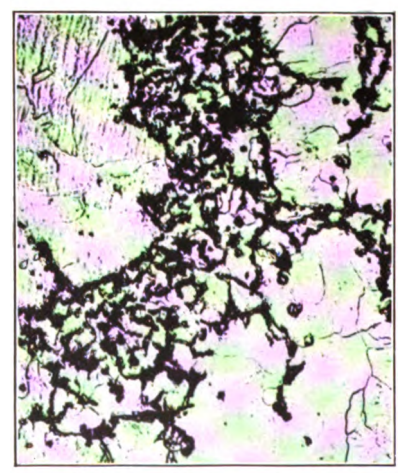


Abb. 25. II. Glühstufe bei 650°.
Nr. 10. Rand. $v = 200$.

Digitized by Google

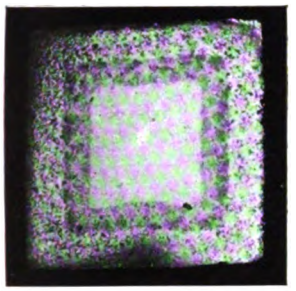


Abb. 26. III. Glühstufe bei 850°.
Nr. 10. $v = 2$.

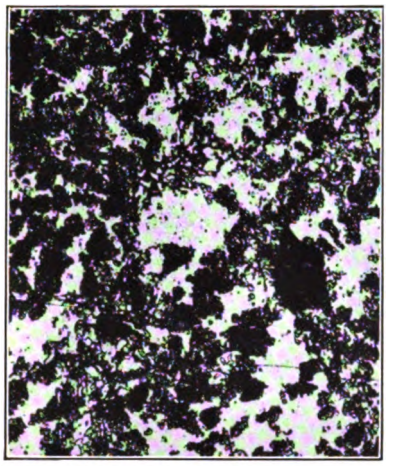


Abb. 27. III. Glühstufe bei 850°.
Nr. 10. Zwischenzone. $v = 200$.

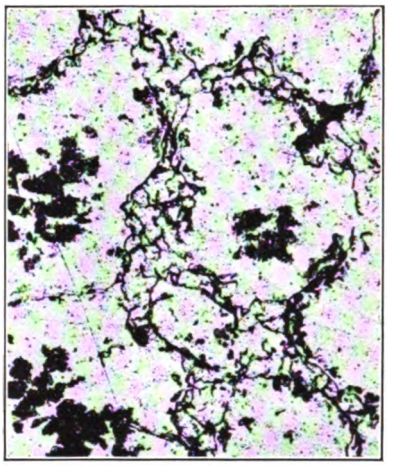


Abb. 28. III. Glühstufe bei 850°.
Nr. 10. Kernzone. $v = 200$.

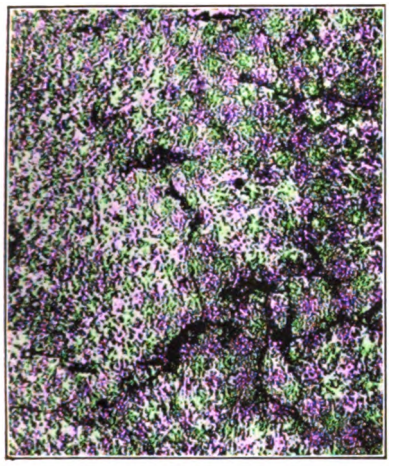


Abb. 29. II. Glühstufe bei 650°.
Nr. 12. $v = 200$.

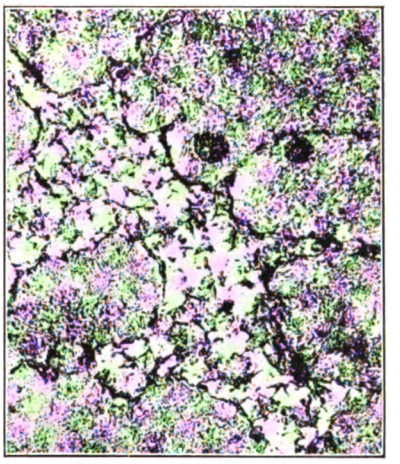


Abb. 30. Ausgangsmaterial Nr. 15.
$v = 200$.

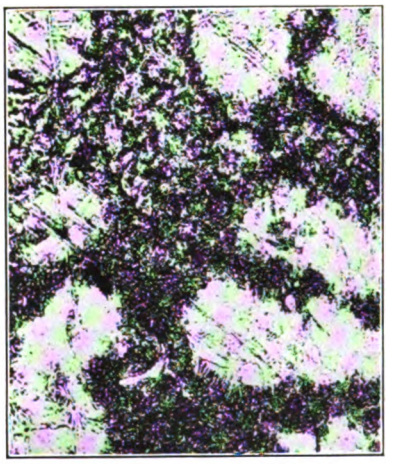


Abb. 31. II. Glühstufe bei 650°.
Nr. 15. $v = 200$.

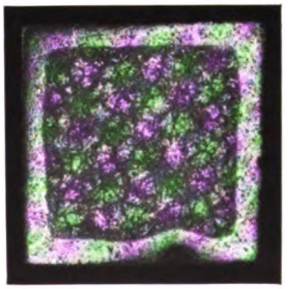


Abb. 32. III. Glühstufe bei 850°.
Nr. 15. $v = 2$.

Abb. 33. Ausgangsmaterial Nr. 17.
$v = 200$.

Digitized by Google

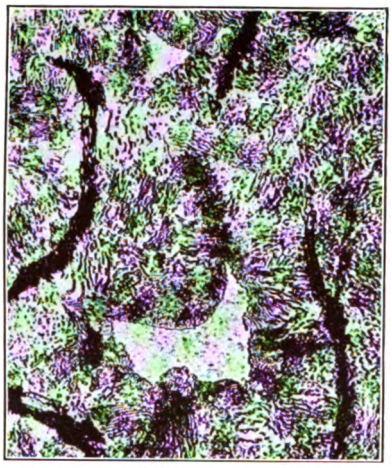


Abb. 34. II. Glühstufe bei 650°
Nr. 17. $v = 2$.

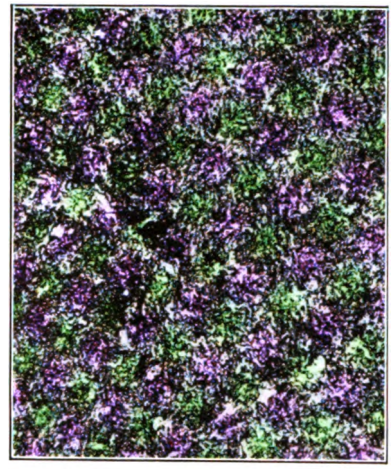


Abb. 35. III. Glühstufe bei 850°.
Nr. 17. Kernzone. $v = 200$.

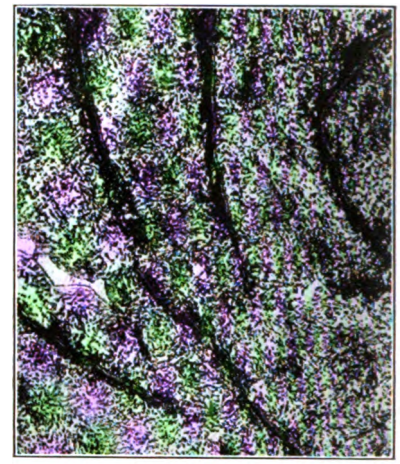


Abb. 36. Ausgangsmaterial Nr. 20.
$v = 200$.

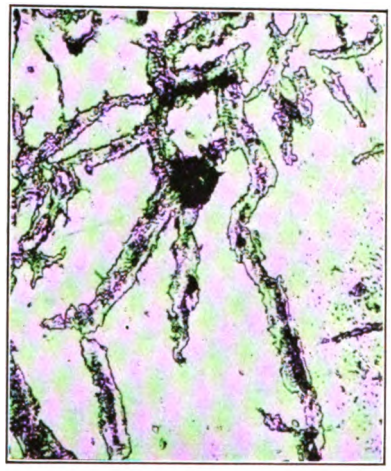


Abb. 37. II. Glühstufe bei 650°.
Nr. 20. Rand. $v = 200$.

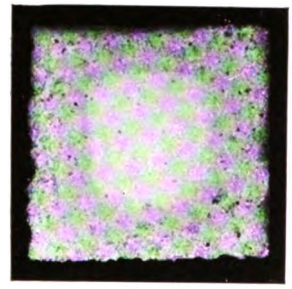


Abb. 38. III. Glühstufe bei 850°.
Nr. 20. $v = 2$.

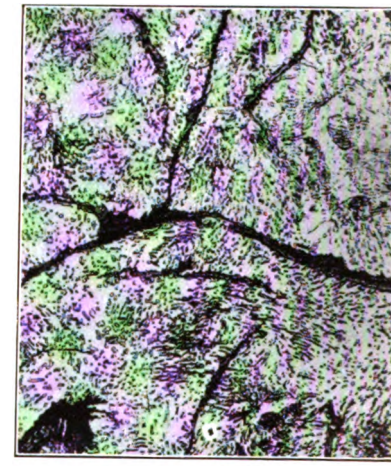


Abb. 39. Vakuumversuch bei 650°.
Nr. 20. $v = 200$.

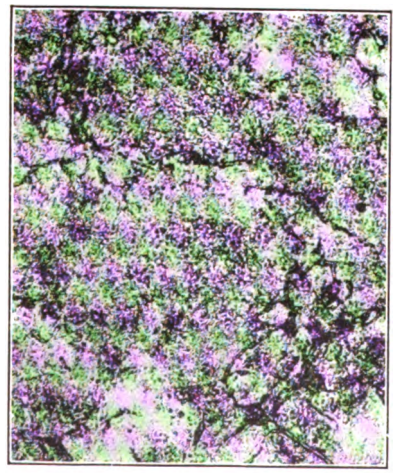


Abb. 40. Ausgangsmaterial Nr. 22.
$v = 200$.

Abb. 41. II. Glühstufe bei 650°.
Nr. 22. $v = 200$.

Digitized by Google

Abb. 42. Ausgangsmaterial Nr. 25. $v = 200$.

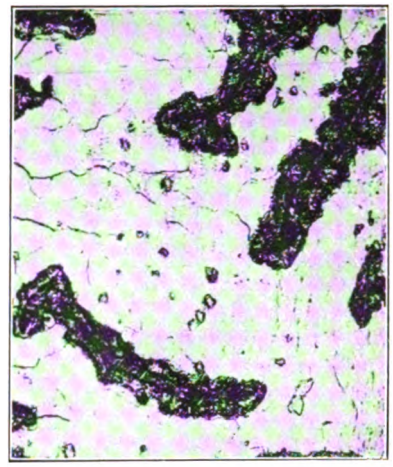


Abb. 43. II. Glühstufe bei 650°. Nr. 25. Rand. $v = 200$.

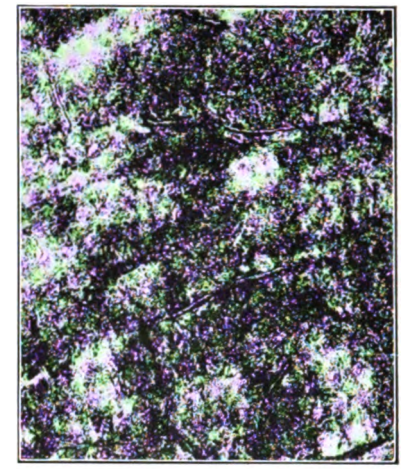


Abb. 44. Ausgangsmaterial Nr. 27. $v = 200$.

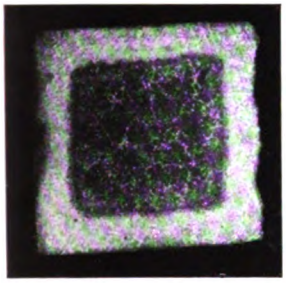


Abb. 45. III. Glühstufe bei 850°. Nr. 27. $v = 2$.

Abb. 46. Vakuumversuch bei 650°. Nr. 27. $v = 200$.

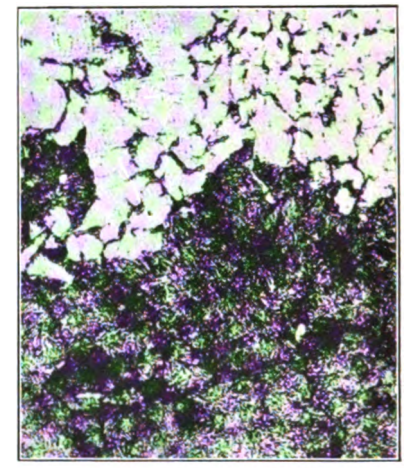


Abb. 47. Ausgangsmaterial Nr. 30. $v = 200$.

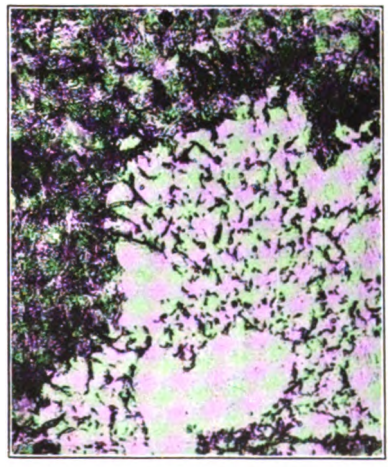


Abb. 48. I. Glühstufe bei 450°. Nr. 30. $v = 200$.

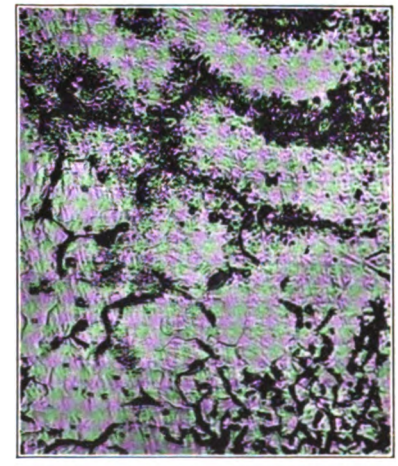


Abb. 49. II. Glühstufe bei 650°. Nr. 30. $v = 200$.

Digitized by Google

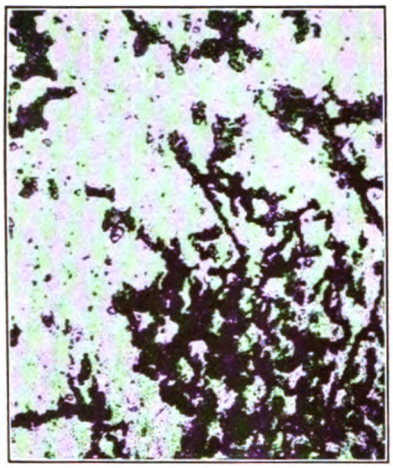


Abb. 50. III. Glühstufe bei 850°.
Nr. 30. Randzone. $v = 200$.

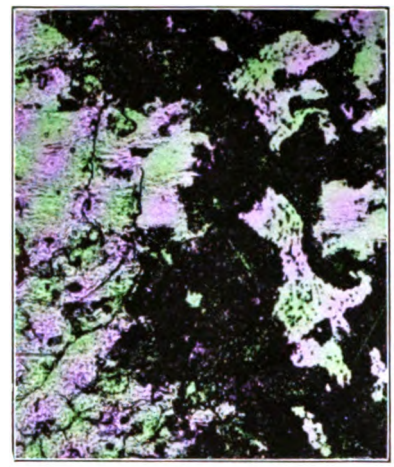


Abb. 51. III. Glühstufe bei 850°.
Nr. 30. Kernzone. $v = 200$.

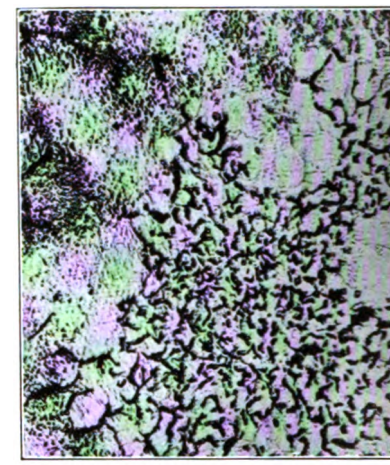


Abb. 52. Vakuumversuch bei 650°.
Nr. 30. $v = 200$.

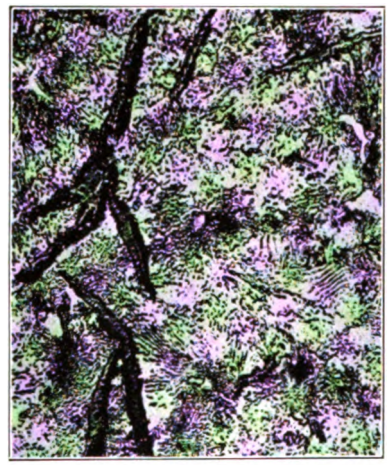


Abb. 53. II. Glühstufe bei 650°.
Nr. 32. $v = 200$.

Abb. 54. II. Glühstufe bei 650°.
Nr. 35. Rand. $v = 200$.

Abb. 55. Ausgangsmaterial Nr. 37.
$v = 200$.

Abb. 56. II. Glühstufe bei 650°.
Nr. 37. $v = 200$.

Digitized by Google

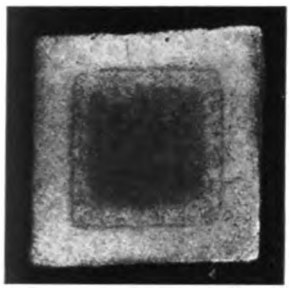


Abb. 57. III. Glühstufe bei 850°.
Nr. 37. $v = 2$.

Abb. 58. I. Glühstufe bei 450°
Nr. 40. $v = 200$.

Abb. 59. II. Glühstufe bei 650°.
Nr. 40. Rand. $v = 200$.

Abb. 60. III. Glühstufe bei 850°.
Nr. 40. Randzone. $v = 200$.

Abb. 61. III. Glühstufe bei 850°.
Nr. 40. Kernzone. $v = 200$.

Abb. 62. Ausgangsmaterial Nr. 42.
$v = 200$.

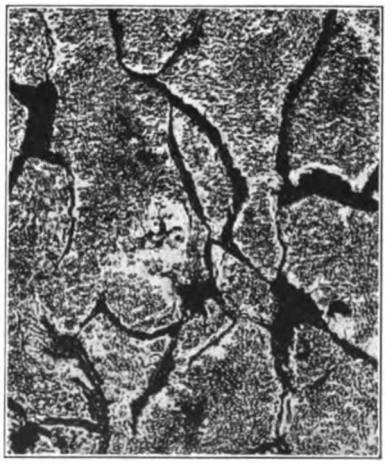


Abb. 63. II. Glühstufe bei 650°
Nr. 42. $v = 200$.

Digitized by Google

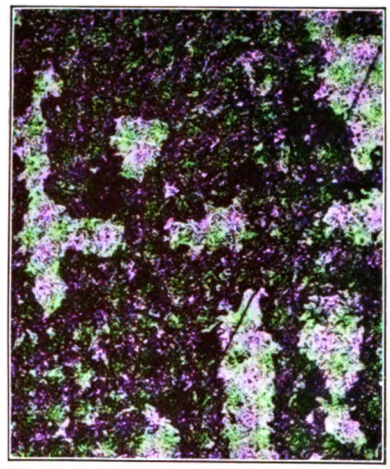


Abb. 64. III. Glühstufe bei 850°.
Nr. 42. Randzone. $v = 200$.

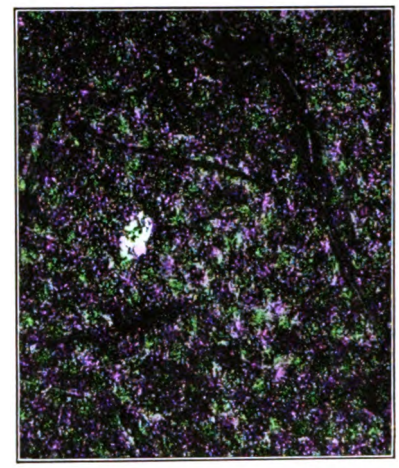


Abb. 65. III. Glühstufe bei 850°.
Nr. 42. Kernzone. $v = 200$.

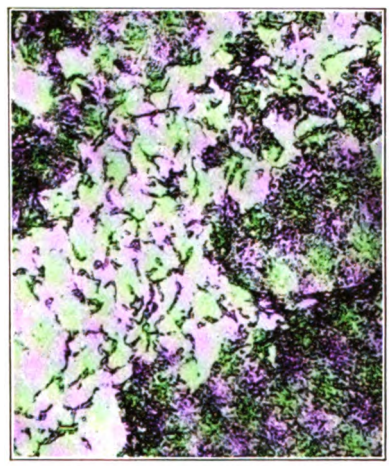


Abb. 66. Ausgangsmaterial Nr. 45.
$v = 200$.

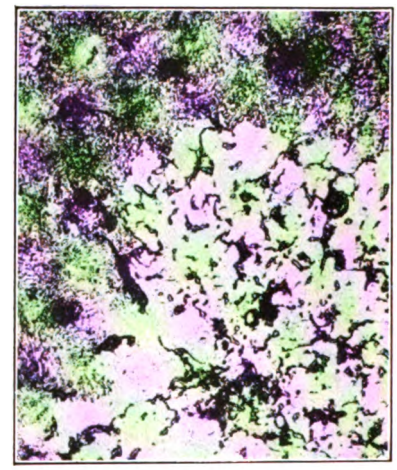


Abb. 67. I. Glühstufe bei 450°
Nr. 45. Mitte. $v = 200$.

Abb. 68. II. Glühstufe bei 650°.
Nr. 45. Rand. $v = 200$.

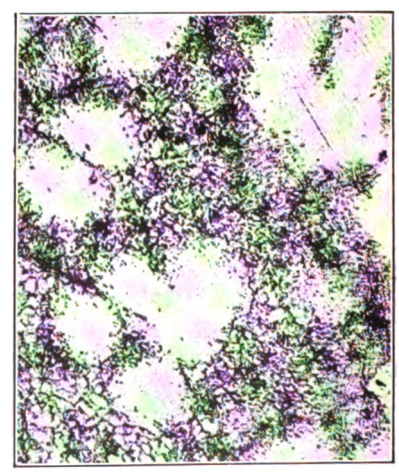


Abb. 69. Vakuumversuch bei 650°.
Nr. 45. $v = 200$.

Digitized by Google

Zahlentafel 8. Zusammenstellung der Ergebnisse der Gefügeuntersuchung.

Reihe	Nr. der Schmelze	Chemische Zusammensetzung C %	Si %	Mn %	Ausgangsstoff	Lichtbild	Kleingefüge I. Glühstufe bei 450°	Lichtbild	II. Glühstufe bei 650°	Lichtbild	III. Glühstufe bei 850°	Lichtbild	Vakuumversuche bei 650°	Lichtbild
I	2	2,35	1,25	0,46	Feinlamellarer Perlit mit dünnen Graphitblättern	10	Keine wesentliche Gefügeänderung	—	Perlit mehr körnig ausgebildet	11	Ausgeprägte Zonenbildung (Abb. 9 und 12); Randzone fast ausschl. Ferrit und Graphit (Abb. 13); erste Übergangszone: Perlit mit wenig Ferrit; zweite Übergangszone: Perlit und Ferrit (Abb. 14); mittlere Zone: Perlit	12 13 14	—	—
	5	2,13	2,89	0,44	Perlit und reichliche Mengen Ferrit mit feinen Graphitblättern	15	Deutliches Anwachsen der Ferritmenge	16	Vorwiegend Ferrit mit wenig Perlit	17	Ausgeprägte Zonenbildung (Abb. 9 und 18); Randzone: vorwiegend Ferrit; Zwischenzone: Perlit mit wenig Ferrit (Abb. 19); Kernzone: fast reiner Ferrit	18 19 20	Vorwiegend Ferrit mit groben Graphitblättern	21
II	7	2,58	1,38	0,70	Perlit mit feinen Graphitblättern	—	Keine wesentliche Gefügeänderung	—	Körniger Perlit	22	Ausgeprägte Zonenbildung wie bei Probe Nr. 2; siehe auch Abb. 9 und Abb. 23	23	—	—
	10	2,44	2,80	0,82	Perlit und Ferrit mit feinen, zum Teil eutektisch angeordneten Graphitblättern	24	Deutliches Anwachsen der Ferritmenge	—	Am äußeren Umfang vorwiegend Ferrit, mehr nach der Mitte zu wenig Perlit	25	Ausgeprägte Zonenbildung (Abb. 9 und 26); äußere Randzone: vorwiegend Ferrit; Zwischenzone: Ferrit und Perlit etwa zu gleichen Flächenanteilen (Abb. 27); Kernzone: Ferrit mit sehr wenig Perlit (Abb. 28)	26 27 28		
III	12	2,90	1,02	1,38	Sehr feinkörniger Perlit mit dünnen, zum Teil eutektisch angeordneten Graphitblättern	—	Keine wesentliche Gefügeänderung	—	Körniger Perlit. Am Rand der Probe Spuren von Ferrit	29	Ausgeprägte Zonenbildung (Abb. 9); Randzone: vorwiegend Ferrit; Kernzone: Ferrit und Perlit	—	—	—
	15	2,71	2,26	1,32	Feinkörniger Perlit und Ferrit mit zum Teil eutektisch angeordnetem Graphit	30	Schwaches Anwachsen der Ferritmenge	—	Deutliches Anwachsen der Ferritmenge. Der Perlit ist sorbitisch ausgebildet	31	Ausgeprägte Zonenbildung (Abb. 9 und 32); Randzone: vorwiegend Ferrit; Kernzone: Perlit und Ferrit	32	—	—
IV	17	3,10	0,95	0,40	Sehr feinlamellarer Perlit mit teils feinen, teils gröberen Graphitblättern	33	Keine wesentliche Gefügeänderung	—	Teils lamellarer, teils körniger Perlit mit groben Graphitblättern	34	Ausgeprägte Zonenbildung (Abb. 9); Randzone: vorwiegend Ferrit; Kernzone: körniger Perlit	35	—	—
	20	3,15	3,13	0,58	Perlit mit groben Graphitblättern	36	Keine wesentliche Gefügeänderung	—	Am Rande der Probe vorwiegend Ferrit, mehr nach der Mitte zu Ferrit und Perlit	37	Ausgeprägte Zonenbildung (Abb. 9 und 38); am Rand vorwiegend Ferrit; Zwischenzone: Ferrit mit wenig Perlit; Kernzone: vorwiegend Ferrit	38	Körniger Perlit mit groben Graphitblättern	39

Digitized by Google

Zahlentafel 8 (Fortsetzung).

Reihe	Nr. der Schmelze	Chemische Zusammensetzung C %	Si %	Mn %	Kleingefüge: Ausgangsstoff	Lichtbild	I. Glühstufe bei 450°	Lichtbild	II. Glühstufe bei 650°	Lichtbild	III. Glühstufe bei 850°	Lichtbild	Vakuumversuche bei 650°	Lichtbild
V	22	3,20	1,03	0,87	Feinkörniger Perlit mit dünnen Graphitblättern	40	Keine wesentliche Gefügeänderung	—	Körniger Perlit mit groben Graphitblättern	41	—	—	—	—
	25	2,91	2,41	0,83	Perlit und Ferrit mit feinen Graphitblättern	42	Keine wesentliche Gefügeänderung	—	Am Rande der Probe vorwiegend Ferrit mit groben Graphitblättern. In der Umgebung der Graphitblätter ist der Ferrit durch Ätzmittel stark aufgerauht. Nach der Mitte der Probe zu Perlit und Ferrit	43	Ausgeprägte Zonenbildung (Abb. 9); Randzone: vorwiegend Ferrit; Kernzone: Perlit und Ferrit	—	—	—
VI	27	3,28	1,09	1,73	Feinkörniger Perlit mit feinen, langen Graphitblättern	44	Keine wesentliche Gefügeänderung	—	Keine wesentliche Gefügeänderung	—	Ausgeprägte Zonenbildung (Abb. 9 und 45); Randzone: vorwiegend Ferrit; Kernzone: Perlit	45	Gegenüber dem Ausgangsmaterial keine wesentliche Gefügeänderung	46
	30	3,16	2,84	1,63	Perlit mit feinen Graphitblättern neben größeren Ferritmengen, in denen der Graphit eutektisch angeordnet ist	47	Schwaches Anwachsen der Ferritmenge	48	Deutliches Anwachsen der Ferritmenge	49	Ausgeprägte Zonenbildung (Abb. 9); Randzone: vorwiegend Ferrit mit nesterförmig angeordnetem Graphit; Kernzone: Perlit und Ferrit	50 51	Ähnlicher Gefügeaufbau wie bei der II. Glühstufe bei 650°. Vgl. Abb. 49 mit Abb. 52	52
VII	32	3,25	1,05	0,43	Feinlamellarer Perlit mit dünnen Graphitblättern	—	Keine wesentliche Gefügeänderung	—	Perlit zum Teil körnig ausgebildet. Graphitblätter grobblätterig	53	Ausgeprägte Zonenbildung (Abb. 9); Randzone: vorwiegend Ferrit; Kernzone: Ferrit und Perlit	—	Ähnlicher Gefügeaufbau wie bei der II. Glühstufe bei 650°	—
	35	3,52	2,54	0,54	Perlit mit wenig Ferrit, feine, lange Graphitblätter	—	Ähnlich wie Ausgangsmaterial, etwas mehr Ferrit	—	Am Rande der Probe vorwiegend Ferrit, mehr nach der Mitte zu lamellarer Perlit mit langen und zum Teil groben Ferritblättern	54	Ausgeprägte Zonenbildung (Abb. 9); Randzone: vorwiegend Ferrit; Übergangszone: Perlit und Ferrit; Kernzone unregelmäßig begrenzt: Ferrit mit wenig Perlit	—	—	—
VIII	37	3,28	1,01	0,97	Perlit mit feinen Graphitblättern, wenig Ferrit	55	Graphitblätter vielleicht etwas gröber erscheinend	—	Grobe, kurze Graphitblätter. Teils lamellarer, teils körniger Perlit	56	Ausgeprägte Zonenbildung (Abb. 9 und 57); Randzone: vorwiegend Ferrit; erste Zwischenzone: Ferrit mit wenig Perlit; zweite Zwischenzone: Perlit mit wenig Ferrit; Kern-	— 57	—	—

Digitized by Google

| | | |

Erfahrungsgemäß ist die Dichtigkeit eines Gußstückes, namentlich bei hohem Si-Gehalt und dementsprechend grober Graphitbildung in der Mitte geringer als mehr nach der äußeren Oberfläche zu.

Die Aufspaltung des Zementits bzw. die Ausscheidung von Graphit aus der festen Lösung wird nun zunächst an den Stellen des geringsten Widerstandes einsetzen, also vorwiegend am äußeren Umfang und bei weniger dichtem Kerngefüge gleichzeitig auch im Kern des Gußstückes. Hierdurch wird auf die Zwischenzonen ein von außen und innen gleichzeitig wirkender, mit steigender Aufspaltung zunehmender Druck ausgeübt, der unter Umständen so hoch werden kann, daß er dem Bestreben des Eisens, den stabilen Endzustand (Ferrit-Graphit) zu erreichen, das Gleichgewicht hält. Hierin dürfte vermutlich die Erklärung für die auffallenden Zonenbildungen in einzelnen Schmelzen zu suchen sein.

Abb. 13 zeigt das ferritreiche Gefüge der Randzone und Abb. 14 das perlitreiche Gefüge der ersten Übergangszone der Probe Nr. 2.

In Abb. 20 ist das Kerngefüge der Probe Nr. 5 wiedergegeben. Es besteht fast ausschließlich aus Ferrit. Der Graphit ist nur sehr feinblätterig ausgebildet; augenscheinlich hat hier gleichzeitig eine Entkohlung (Verbrennung von Kohlenstoff) stattgefunden.

Abb. 27 zeigt das gegenüber der Kernzone (Abb. 28) erheblich perlitreichere Gefüge der Zwischenzone in Probe 10. Abb. 35 entspricht dem perlitreichen Gefüge der Kernzone aus Nr. 17.

Abb. 50 entspricht dem Gefüge der Randzone und Abb. 51 dem der Kernzone der Probe 30. Die Abb. 60 und 64 sind aus den Randzonen der Proben 40 und 42 und die Abb. 61 und 65 aus den Kernzonen der gleichen Proben aufgenommen.

F. Zusammenfassung der Ergebnisse[1].

1. Das in der Praxis so gefürchtete „Wachsen" des Gußeisens (Volumenzunahme unter dem Einfluß der Temperatur) beruht primär, bei Temperaturen unterhalb des Perlitpunktes (unterhalb etwa 700°) auf der Aufspaltung des freien bzw. des im Perlit enthaltenen Zementits, bei Temperaturen oberhalb 700° auf der Ausscheidung von Kohlenstoff aus der festen Lösung.

2. Theoretisch strebt jede Eisen-Kohlenstoff-Legierung dem stabilen Endzustand (Ferrit-Graphit) zu. Nächst der Temperatur spielt hierbei jedoch auch die Zeitdauer der Erhitzung eine maßgebende Rolle. Je höher die Temperatur, um so kürzer ist die erforderliche Zeit; je tiefer die Temperatur, um so längere Zeitdauern sind erforderlich, um den Prozeß einzuleiten bzw. zu Ende zu führen.

Bei gewöhnlicher Temperatur (etwa 20°) ist das Gußeisen scheinbar stabil, da hier der Faktor Zeit bereits eine so große Rolle spielt, daß er mit menschlichen Zeitmessern nicht mehr zu erfassen ist.

3. Die Aufstellung einer eindeutigen, für alle Gußeisensorten geltenden Zeit-Temperaturkurve ist jedoch selbst für höhere Temperaturen, bei denen der primäre Vorgang der Aufspaltung des Karbids bzw. der Ausscheidung von Kohlenstoff verhältnismäßig schnell vor sich geht, unmöglich, da neben der Zeit und Temperatur noch die chemische Zusammensetzung des Gußeisens sowie der durch die Zusammensetzung und durch die Erstarrungsverhältnisse bedingte Gefügeaufbau der Ausgangsstoffe eine wesentliche Rolle spielen.

4. Bezüglich des Einflusses der untersuchten wichtigsten Bestandteile des Gußeisens, des Siliziums, Mangans und Kohlenstoffs auf den primären Wachstumsvorgang ist folgendes zu sagen:

a) Silizium begünstigt in hohem Maße das „Wachsen".

b) Mangan wirkt dem das „Wachsen" begünstigenden Einfluß des Siliziums stark entgegen.

c) Der Einfluß des Kohlenstoffs tritt gegenüber dem Einfluß des Siliziums und Mangans zurück. Bei hohem Silizium- und niedrigem Mangangehalt scheint er zwar die Wirkung des Siliziums zu verstärken; ist jedoch der Mangangehalt hoch, so kommt er selbst bei hohem Siliziumgehalt nicht deutlich zur Geltung.

5. Bezüglich des Einflusses des Gefügeaufbaues der Ausgangsproben ist folgendes zu bemerken:

a) Besteht die Grundmasse vorwiegend aus Perlit, so tritt bei Temperaturen unterhalb des Perlitpunktes zunächst meist eine Zusammenballung des Perlits ein; er wird körnig, und erst dann setzt die Zerlegung des Karbids ein.

b) Ist bereits freier Ferrit vorhanden, so kristallisiert der durch die Zerlegung des Karbids freiwerdende Ferrit an den bereits vorhandenen an, während sich die ausscheidende Kohle an die bereits vorhandenen Graphitblätter anlagert, sie dadurch dicker und voluminöser machend.

Ferrit und Graphit wirken demnach wie Keime. Die Bildung neuer Graphitblätter oder rundlicher Ausscheidungen von Temperkohle, wie sie z. B. beim Glühen von weißem Roheisen beobachtet werden, konnte nicht festgestellt werden.

c) Beim Glühen oberhalb des Perlitpunktes (oberhalb 700°) wird das Gefüge der Grundmasse völlig verändert; der Perlit geht in die feste Lösung (Austenit) über; die Anordnung des Graphitnetzes wird jedoch zunächst dadurch nicht in Mitleidenschaft gezogen. Beim Einsetzen der Kohlenstoffausscheidung aus der festen Lösung setzt sich jedoch auch hier der ausscheidende Kohlenstoff vorwiegend an die bereits vorhandenen Graphitblätter an, ohne zu neuen Graphit- oder Temperkohlenausscheidungen zu führen.

d) Maßgebend ist ferner die Dichtigkeit des Gusses. Das Wachsen (Zerlegung des Karbids bzw. Ausscheidung des Kohlenstoffs aus der festen Lösung) geht stets von den Stellen des geringsten Widerstandes aus, also in erster Linie vom äußeren Umfang der Proben. Ist das Kerngefüge weniger dicht, so kann der Vorgang gleichzeitig im Kern einsetzen; er führt dann zu eigenartigen Zonenbildungen und verschieden schnellem „Wachsen" innerhalb des Querschnittes des Gußstückes.

6. Die durch dieses primäre Wachsen bedingte Volumenzunahme ist, wie schon eingangs erwähnt wurde, nicht sehr erheblich; sie bedingt aber eine wesentliche

[1] Nachtrag zu Fußnote 1, S. 1018: T. H. Turner: Hitzebeständige Legierungen (Metal Ind. vom 17. Februar 1928, S. 10).

Digitized by Google

Auflockerung des Gefüges und öffnet dadurch dem sekundären Wachsen, durch von außen einwirkende korrodierende und oxydierende Einflüsse den Weg.

7. Die Praxis wird daher in erster Linie bestrebt sein müssen, ein Gußeisen zu erzeugen, das gegenüber der primären Aufspaltung des Zementits bzw. der Ausscheidung des Kohlenstoffs aus der festen Lösung möglichst widerstandsfähig ist. Der Siliziumgehalt soll demnach so niedrig und der Mangangehalt so hoch wie möglich gehalten werden. Der Gesamtkohlenstoffgehalt ist zweckmäßig ebenfalls möglichst niedrig zu halten, da die Graphitblätter bei der Erstarrung in der Regel um so gröber ausfallen, je höher der Gesamtkohlenstoffgehalt ist. Auf den primären Vorgang der Karbidzerlegung ist der Gesamtkohlenstoffgehalt, bei gleichzeitig hohem Mangan- und niedrigem Siliziumgehalt zwar ohne wesentliche Bedeutung, grobe Graphitblätter begünstigen jedoch das sekundäre Wachsen infolge von Oxydation, Korrosion usw. Je weniger porös schließlich der Guß ist, um so weniger Angriffsflächen wird er sowohl für das primäre wie auch für das sekundäre Wachsen bieten.

Zum Schluß ist es uns ein Bedürfnis, allen denen zu danken, die uns bei der Durchführung der Arbeit in selbstloser Weise tatkräftig unterstützt haben.

In erster Linie gebührt unser Dank der Leitung der Firma „Heinrich Lanz A.-G., Mannheim", in deren Gießerei die Versuche durchgeführt wurden; ferner danken wir den „Hommelwerken G. m. b. H., Mannheim", die die Glühungen der Proben der I. Glühstufe durch Bereitstellung von Öfen ermöglichten, und schließlich Herrn Dr. F. Roll, der sich bei der Durchführung des ganzen Arbeitsprogramms in weitgehender Weise verdient gemacht hat; hängt doch die Möglichkeit der theoretischen Auswertung solcher Versuche von der gewissenhaften Ausführung und dem Verantwortlichkeitsgefühl des die praktische Arbeit Leistenden in erster Linie ab.

Der Einfluß kleiner Zusätze von Kupfer und Nickel auf die Wärmeausdehnung und auf das Wachsen des Gußeisens.

Von **O. Bauer** und **H. Sieglerschmidt.**

Über die Wärmeausdehnung des Gußeisens ist noch wenig bekannt, insbesondere auch über den Einfluß kleiner Zusätze auf die Ausdehnungszahl β. Die auf der Aufspaltung des Karbids beruhende bleibende Ausdehnung („Wachsen" des Gußeisens) wird nach Untersuchungen von O. Bauer und K. Sipp[1] maßgebend durch die chemische Zusammensetzung beeinflußt. Silizium begünstigt, Mangan behindert die Aufspaltung.

Es entstand nun die Frage, ob bereits kleine Zusätze an Fremdstoffen, insbesondere an Kupfer und Nickel, in Mengen, die auf die mechanischen Eigenschaften des Gußeisens noch ohne wesentlichen Einfluß sind, die Wärmeausdehnung und das „Wachsen" beeinflussen.

A. Probenmaterial.

Von Herrn Direktor K. Sipp[2] wurden uns drei Probestäbe (Abmessungen $40 \times 50 \times 1000$ mm), in Sand gegossen, freundlichst zur Verfügung gestellt.

Die chemische Zusammensetzung war:

A. 3,15% Kohlenstoff, 1,12% Silizium, 0,114% Schwefel, ohne Zusatz.

B. 3,15% Kohlenstoff, 1,12% Silizium, 0,114% Schwefel, 0,55% Kupfer.

C. 3,15% Kohlenstoff, 1,12% Silizium, 0,114% Schwefel, 0,48% Nickel.

Die drei Stäbe waren in gleicher Weise aus demselben Tiegel gegossen. Das Kleingefüge bestand bei allen drei Proben aus perlitischer Grundmasse mit wenig freiem Ferrit und eingelagerten Graphitblättern (siehe Abb. 8 bis 10. $V = 200$). Die kleinen Gehalte an Kupfer (Stab B) und Nickel (Stab C) waren somit auf den Gefügeaufbau ohne erkennbaren Einfluß.

B. Versuchsausführung.

Aus den drei Probestäben wurden Zylinder nach Maßgabe der Abb. 1 hergestellt. Bei *a*, *b* und *c* bzw. *a'*, *b'* und *c'* waren kleine Nickelstifte, die die Endflächen der Probekörper um etwa 0,8 mm überragten, in 3 mm tiefe Bohrungen eingestaucht. Diese Maßnahme war notwendig, da es sich bei einem Vorversuch gezeigt hatte, daß eine schwache Oxydhautbildung, die das Meßergebnis beeinflussen konnte, nicht zu vermeiden war; die Stifte dienten zugleich als Auflage für die begrenzenden Quarzplatten (siehe weiter unten). Da ferner die Nickelstifte nur auf eine verhältnismäßig sehr geringe Länge (etwa 3 mm) mit dem Gußeisen verbunden waren und die Ausdehnungszahlen des Gußeisens und des Nickels nur unerheblich voneinander abweichen, so war eine wesentliche Beeinflussung der Versuchsergebnisse nicht zu erwarten. Vorversuche mit einem Probezylinder aus Gußstab A ohne Nickelstifte ergaben im Intervall von 20 bis 500° eine mittlere Ausdehnungszahl $\beta = 0{,}0000141$. Die gleiche Ausdehnungszahl wurde nach Einstauchung der Nickelstifte gefunden. Die Versuche wurden in einer Stickstoffatmosphäre nach dem in der Zeitschrift für Instrumentenkunde[1] beschriebenen Verfahren vorgenommen, bei dem die Wärmeausdehnung

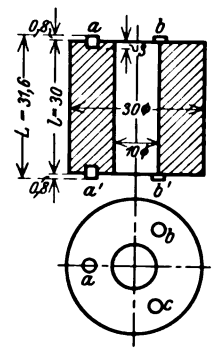


Abb. 1.

[1] O. Bauer und K. Sipp: „Der Einfluß von Kohlenstoff, Mangan und Silizium auf das Wachsen des Gußeisens." Gieß. 1928, Nr. 41 und 42.

[2] Bei Heinrich Lanz A.-G., Mannheim.

[1] Apparat aus Quarzglas zur Bestimmung von Wärmeausdehnungszahlen bei hohen Temperaturen von H. Sieglerschmidt. Z. Instrumentenk. 1925, Heft 8, S. 374–378.

Digitized by Google

in einem Apparat aus Quarzglas mittels außen angebrachter Spiegelapparate gemessen wird. Um jedoch das Stickstoffgas unter möglichstem Abschluß der Außenluft durch den Apparat leiten zu können, waren einige Abänderungen des Apparates gegenüber der früher beschriebenen Vorrichtung erforderlich.

In Abb. 2 ist der abgeänderte Apparat wiedergegeben. Das in der Fußplatte G in einer Stopfbuchse S festgehaltene, senkrecht stehende Quarzrohr a trägt die Quarzplatten c und d und den zwischen ihnen eingefügten Probezylinder p. Die sich berührenden Flächen von a, c, d und p sind sauber eben geschliffen.

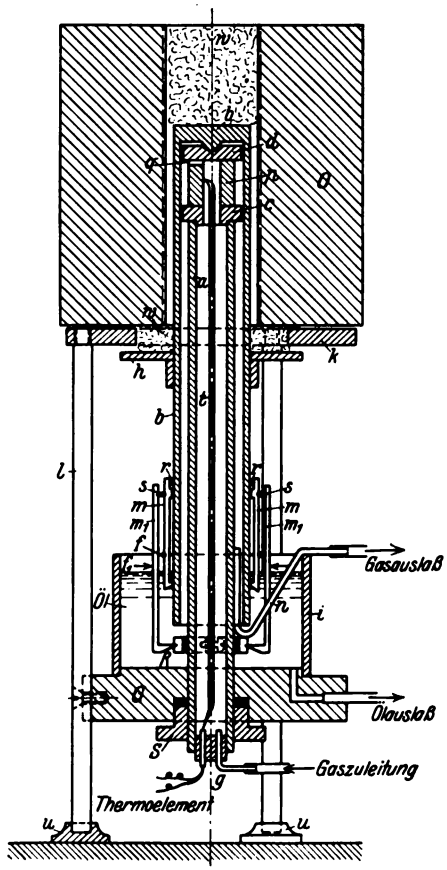


Abb. 2. Apparat zur Bestimmung der Wärmeausdehnung.

Über die vorgenannten Teile ist die Quarzglocke b gestülpt und mit der halbkugelförmig abgerundeten Spitze ihres Bodens in einer körnerartigen Vertiefung der Platte d frei beweglich gelagert.

Die Probe mit den sie umschließenden Quarzteilen wird durch einen elektrischen Röhrenofen von Heraeus beheizt, der auf einer eisernen, mit Fußplatte G durch Säulen l verbundenen Platte k ruht. Zur Abdichtung des Ofens gegen die Glocke dient Asbestwolle an den Stellen w, zum reibungsfreien Festhalten der Wolle am unteren Ofenteil eine auf die Glocke aufgesteckte Asbestplatte h. Der durch die Quarzteile umgebene Raum mit der Probe wird einerseits durch den Gummistopfen q am unteren Ende des Quarzrohres a, andererseits durch das Ölbad im Behälter i (Transformatorenöl) gegen die Außenluft abgeschlossen. Eine Behinderung der durch die Ausdehnung von Probe und Quarzteilen bewirkten gegenseitigen Verschiebung von Glocke und Quarzrohr ist hierdurch vermieden.

Der in glühenden Kupferspänen von Sauerstoff und durch Ätznatron von Kohlensäure gereinigte Stickstoff wird durch den Gummistopfen g in das Quarzrohr a eingeleitet und gelangt durch die Bohrung der Platte c und Probe p, sowie durch eine in der letzteren angebrachte Rille q in die Glocke. Aus dieser wird er durch ein U-förmiges Glasröhrchen n in Wasser geleitet und tritt hier in Form von Bläschen aus. Bei Heizung über Nacht wurde die Stickstoffzuleitung unterbrochen.

Die durch die Ausdehnung bewirkte gegenseitige Verschiebung von Glocke b und Quarzrohr a wird durch Spiegelapparate nach Martens[1] gemessen. Die Schneiden der letzteren sind in Kerben der Meßfederpaare $m\,m_1$ aus 36% Nickelstahl (Invarstahl) angesetzt, von denen m durch Spannfeder f gegen die Glocke, m_1 durch Spannfeder f_1 gegen das Quarzrohr a und die Schneiden s der Spiegelapparate gedrückt wird. Die Schneiden der Meßfedern m_1 lagen nicht unmittelbar am Quarzrohr a an, sondern in Kerben eines an a befestigten Meßringes R. Zur Abstützung der Meßfedern m an der Glocke waren Röllchen r aus Runddraht untergelegt.

Die Handhabung und Wirkungsweise der Spiegelapparate darf als bekannt vorausgesetzt werden[1].

Zur Messung der Temperatur wurde ein Thermoelement t aus Platin-Platin-Rhodium von unten in die Bohrung der Probe eingeführt. An den einzelnen Wärmestufen wurde die Temperatur so lange gleichbleibend erhalten, bis die Wärme in Probe und Quarzteilen sich ausgeglichen hatte und in den Ablesungen der Ausdehnung näherungsweise ein Stillstand erreicht war.

Aus der durch die Messungen erhaltenen relativen Ausdehnung λ_r von Probe und Quarzteilen wird die Ausdehnung λ der Probe selbst durch Rechnung und auf Grund des „Eichversuchs" bestimmt.

Bezüglich der „Eichung" des Apparats, bei der Probe p durch einen Quarzzylinder gleicher Länge (normal 3 cm) ersetzt wird, sei auf die eingangs erwähnte Veröffentlichung verwiesen. Die Ausdehnung der Gußeisenprobe ergibt sich zu:

$$\lambda = \lambda_r + \lambda_q - \lambda'_r, \qquad (1)$$

wo λ_q die von Scheel, Holborn und Henning u. a. bestimmte Ausdehnung des Quarzglases (auf 3 cm Probenlänge) und λ'_r die beim Eichversuch beobachtete Ausdehnung der Quarzteile (Korrektur) bedeutet.

Für die Temperatur t =	20	300	600	900° C	
ist die Korrektur λ'_r =	0	11	22,5	34 cm/100 000.	

C. Ergebnisse der Versuche.

Die Ergebnisse sind in den Tabellen 1 bis 3 zusammengestellt und in den Abb. 3 bis 6 graphisch aufgetragen. Es bedeutet:

$\varepsilon = 100\,\frac{\lambda}{L}$ die Ausdehnung der Proben in Prozenten der ursprünglichen Länge L,

β die Ausdehnungszahl der Probe,

t_m die mittlere Temperatur des Intervalls, für welches die Ausdehnungszahl β berechnet ist: also $t_m = t - \frac{1}{2}t$.

[1] Vgl. „Das Materialprüfungswesen", 2. Auflage, herausgegeben von K. Memmler, Stuttgart, Ferd. Enke, S. 125.

Digitized by Google

Tabelle 1. Ausdehnung des Probezylinders A. Zusammensetzung: 3,15% C, 1,12% Si, 0,114% S.

Beobachtung Nr.	Versuchsdauer Std.	Min.	Temperatur $t°$	Zunahme $\Delta t°$	Ausdehnung in % ε	Zunahme $\Delta\varepsilon$	Ausdehnungszahl $\beta = \frac{100\,\Delta\varepsilon}{\Delta t}$	$t_m°$ [1]
1	0	0	16,4	—	0	—	—	—
2	2	15	508,0	491,6	0,695	0,695	0,0000141	262
3	3	40	659,6	151,6	0,960	0,265	0,0000175	584
4	4	30	733,2	—	1,109	—	—	—
5	5	10	730,6	—	1,137	—	—	—
6	5	50	731,8	—	1,170	—	—	—
7	6	25	733,9	—	1,193	—	—	—
8	23	55	722,2	—	1,236	—	—	—
9	24	10	721,7	—	1,235	—	—	—
10	24	45	674,3	—	1,155	—	—	—
11	25	00	674,4	—	1,155	—	—	—
12	25	50	721,7	—	1,235	—	—	—
13	26	05	725,9	—	1,244	—	—	—
14	27	10	723,8	—	1,242	—	—	—
15	27	35	725,0	—	1,245	—	—	—
16	29	05	530,9	—	0,918	—	—	—
17	71	55	16,0	—514,9	**0,201**	—0,717	0,0000139	273

Tabelle 2. Ausdehnung des Probezylinders B. Zusammensetzung: 3,15% C, 1,12% Si, 0,114% S, 0,55% Cu.

Beobachtung Nr.	Versuchsdauer Std.	Min.	Temperatur $t°$	Zunahme $\Delta t°$	Ausdehnung in % ε	Zunahme $\Delta\varepsilon$	Ausdehnungszahl $\beta = \frac{100\,\Delta\varepsilon}{\Delta t}$	$t_m°$
1	0	0	16,7	—	0	—	—	—
2	2	50	519,3	502,6	0,714	0,714	0,0000142	268
3	4	00	654,5	135,2	0,944	0,230	0,0000170	587
4	4	40	729,0	—	1,074	—	—	—
5	5	00	730,2	—	1,086	—	—	—
6	5	20	729,9	—	1,096	—	—	—
7	6	06	729,7	—	1,125	—	—	—
8	23	55	735,3	—	1,159	—	—	—
9	24	30	734,6	—	1,156	—	—	—
10	25	15	647,1	—	1,054	—	—	—
11	26	05	664,3	—	1,083	—	—	—
12	27	35	728,6	—	1,193	—	—	—
13	28	20	729,0	—	1,194	—	—	—
14	29	15	734,7	—	1,207	—	—	—
15	29	35	729,1	—	1,202	—	—	—
16	47	55	721,8	—	1,201	—	—	—
17	48	40	668,5	—	1,119	—	—	—
18	49	13	668,3	—	1,118	—	—	—
19	51	30	518,3	—150,0	0,862	—0,256	0,0000171	593
20	53	25	327,0	—191,3	0,553	—0,309	0,0000161	423
21	8	20	18,1	—308,9	**0,155**	—0,398	0,0000129	173

Tabelle 3. Ausdehnung des Probezylinders C. Zusammensetzung: 3,15% C, 1,12% Si, 0,114% S, 0,48% Ni.

Beobachtung Nr.	Versuchsdauer Std.	Min.	Temperatur $t°$	Zunahme $\Delta t°$	Ausdehnung in % ε	Zunahme $\Delta\varepsilon$	Ausdehnungszahl $\beta = \frac{100\,\Delta\varepsilon}{\Delta t}$	$t_m°$
1	0	0	14,1	—	0	—	—	—
2	2	20	504,5	490,4	0,691	0,691	0,0000141	259
3	3	40	651,9	147,4	0,945	0,254	0,0000172	578
4	4	24	740,0	—	1,103	—	—	—
5	5	18	732,3	—	1,123	—	—	—
6	6	32	737,0	—	1,174	—	—	—
7	24	00	687,0	—	1,126	—	—	—
8	25	10	733,3	—	1,215	—	—	—
9	25	45	733,3	—	1,219	—	—	—
10	27	40	739,9	—	1,295	—	—	—
11	29	00	740,6	—	1,286	—	—	—
12	47	55	744,1	—	1,233	—	—	—
13	48	05	744,1	—	1,233	—	—	—
14	49	25	659,4	—	1,108	—	—	—
15	51	55	532,5	—126,9	0,894	—0,214	0,0000170	596
16	53	50	315,4	—217,1	0,542	—0,352	0,0000162	424
17	72	00	15,5	—299,9	**0,153**	—0,389	0,0000130	165

[1] Vgl. S. 64.

Digitized by Google

Das Schaubild (Abb. 3) der auf die mittleren Temperaturen t_m bezogenen Ausdehnungszahlen β läßt erkennen, daß die Ausdehnungszahlen der verschiedenen Gußeisensorten A, B, C fast gleich waren. Die gute Übereinstimmung der für die Stufen ~ 20 bis $\sim 500°$ und ~ 500 bis $\sim 670°$ vor und nach der Glühung bei 730° erhaltenen Ausdehnungszahlen β weist ferner darauf hin, daß während des Versuches Lagenänderungen der Spiegelapparate infolge von Stößen oder Drehung der Spiegelhalter auf den Achsen nicht stattgefunden hatten. Sie gibt also ein Urteil über den einwandfreien Gang der Prüfung.

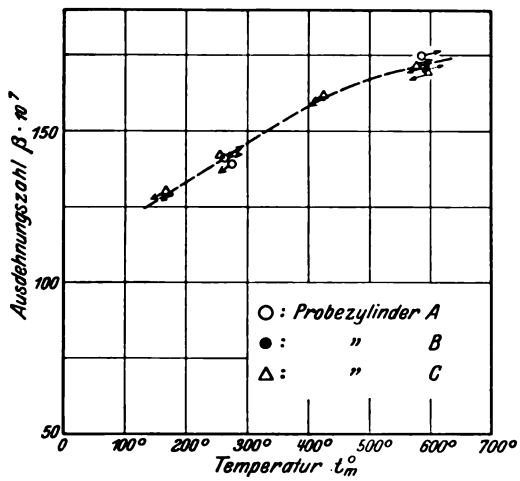


Abb. 3. Ausdehnungszahlen β der Probezylinder A, B, C (siehe Tabelle 1 bis 3).

In den Abb. 4 bis 6 ist zu den einzelnen Beobachtungspunkten die Versuchsdauer, bezogen auf den Beginn der Prüfung (siehe Tabelle 1 bis 3), eingetragen. Der Gang der Untersuchung — Temperaturstufen, Dauer der Erwärmungen — wurde zum Zwecke eines besseren Vergleichs der verschiedenen Gußeisensorten annähernd gleich gewählt[1].

Die Schaubilder 4 bis 6 lassen erkennen, daß alle Proben übereinstimmend bis zu etwa 670° keine wesentlichen bleibenden Längenänderungen erfuhren. Bei 730° und beim Wechsel der Temperatur von 730° auf 670° und wieder bis auf 730° traten hingegen stärkere bleibende Längenänderungen auf, deren Verlauf bei den einzelnen Proben verschieden war.

Zum Zwecke besseren Vergleichs der Proben sind aus den Werten der Tabellen 1 bis 3 die Ausdehnungen

$$\varepsilon \text{ für } 730° = \varepsilon - L(t - 730)\beta \cdot 100 \qquad (2)$$

für die gleiche Temperatur von 730° errechnet und in Abhängigkeit von den Beobachtungszeiten (Dauer der Gleichhaltung von 730°) in Tabelle 4 und Abb. 7 eingetragen. Für β wurde nach Abb. 6 der Wert 0,0000176 eingesetzt.

[1] Eine Einrichtung zur selbsttätigen Regulierung der Temperatur fehlte noch. Die zur Erreichung und Gleichhaltung bestimmter Temperaturen erforderliche Heizstromstärke mußte dauernd durch Regulierung der Widerstände eingestellt werden. Ob und welche Temperaturschwankungen während der Nacht eintraten, entzog sich daher der Beurteilung des Versuchsausführenden.

Aus Abb. 7 und Tabelle 4 geht hervor, daß Gußeisenprobe A sich am meisten bleibend aus-

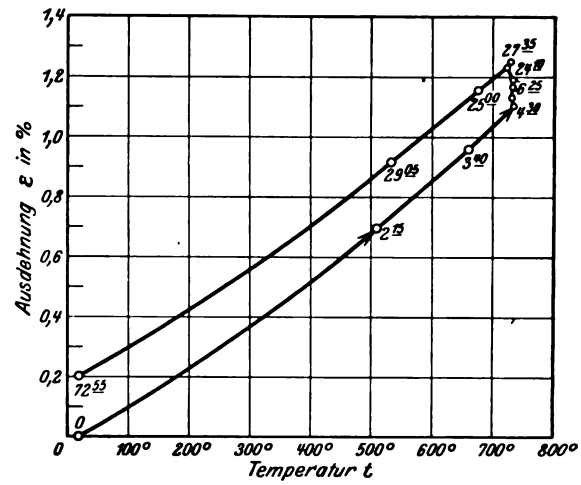


Abb. 4. Ausdehnung des Probezylinders A (siehe Tabelle 1).

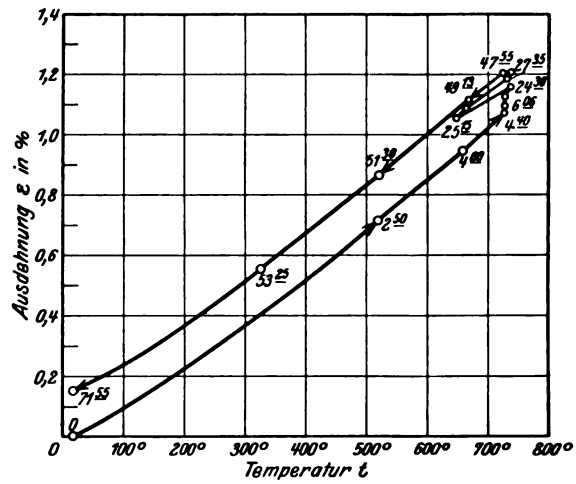


Abb. 5. Ausdehnung des Probezylinders B (siehe Tabelle 2).

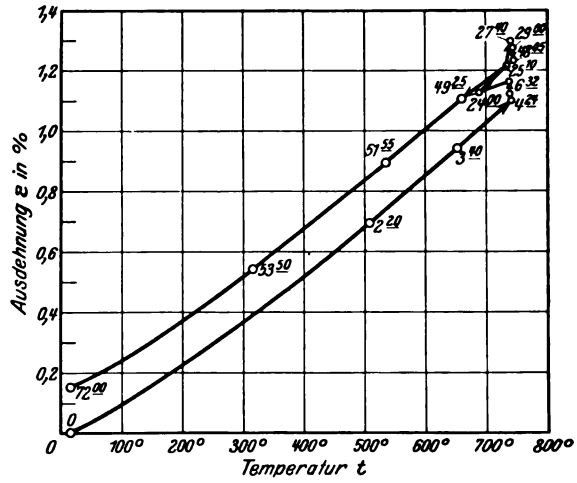


Abb. 6. Ausdehnung des Probezylinders C (siehe Tabelle 3).

dehnte[1]. Probe B dehnte sich zunächst etwas stärker als C, erreichte bei der 2. Glühung einen Höchstwert und

[1] Die „bleibende" Ausdehnung entspricht dem Unterschied der am Ende der zweiten Glühung erreichten Ausdehnung ε und der Ausdehnung ε_0 am Beginn der ersten Glühung.

Digitized by Google

zog sich wieder zusammen, so daß die am Ende der 2. Glühung erreichte Ausdehnung ε etwa der von Probe C entsprach. Ganz entsprechend ist das Verhältnis der nach der Abkühlung auf Zimmerwärme erreichten, in Tabelle 1 bis 3 fettgedruckten Ausdehnungsreste:

0,201% bei Probe A
0,155% „ „ B
0,153% „ „ C

Tabelle 4.
Ausdehnung der Probezylinder bei 730°.
(Hierzu Abb. 7.)

Probezylinder	A			B			C		
	Dauer der Gleichhaltung von 730° [1]		ε für 730°	Dauer der Gleichhaltung von 730°		ε für 730°	Dauer der Gleichhaltung von 730°		ε für 730°
	Std.	Min.	%	Std.	Min.	%	Std.	Min.	%
1. Glühung bei 730°	0	0	1,103	0	0	1,076	0	0	1,085
	0	40	1,136	0	20	1,086	0	54	1,119
	1	20	1,167	0	40	1,096	2	08	1,162
	1	55	1,186	1	26	1,125	Temperatur über Nacht auf 685 abgesunken		
	19	25	1,249	19	15	1,150			
	19	40	1,250	19	50	1,148			
2. Glühung bei 730°	0	0	1,250	0	0	1,195	0	0	1,209
	0	15	1,255	0	45	1,196	0	35	1,213
	1	20	1,253	1	40	1,199	2	30	1,278
	1	45	1,254	2	00	1,200	3	50	1,268
				20	20	1,215	22	45	1,208
							22	55	1,208

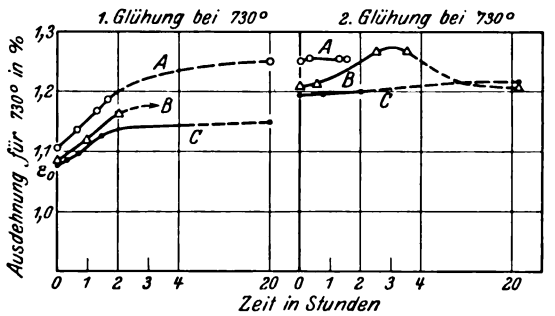


Abb. 7. Ausdehnung der Probezylinder bei 730°. (Siehe Tabelle 4.)

D. Gefügeuntersuchung.

Da die Aufspaltung des Karbids sowie die Ausscheidung des Graphits bzw. der Temperkohle aus der festen Lösung (Austenit) nicht nur eine Funktion der Temperatur, sondern auch der Zeit ist, so war von vornherein anzunehmen, daß bei den verhältnismäßig kurzen Glühzeiten das endgültige Gefügegleichgewicht (Ferrit-Graphit) nicht erreicht sein konnte. Die Gefügeuntersuchung bestätigt obiges.

Die Abb. 11 bis 13 geben in 200facher linearer Vergrößerung den Gefügeaufbau der Proben A, B, C nach Beendigung der Glühversuche wieder. Der Vergleich mit dem Gefüge vor dem Versuch (Abb. 8 bis 10) zeigt, daß bei allen drei Materialien die Aufspaltung zwar eingesetzt hatte, jedoch noch wenig weit vorgeschritten war.

Während Probe A und B (Abb. 11 und 12) annähernd den gleichen Gefügeaufbau (körnigen, ferritreichen Perlit) zeigten, waren bei Probe C (Abb. 13) Stellen mit fast reinem Ferrit neben noch wenig oder gar nicht verändertem Perlit vorhanden. Zu bemerken ist jedoch, daß Probe C bereits im Ausgangsmaterial (Abb. 10) den meisten freien Ferrit aufwies. Da sich nach den Untersuchungen von Bauer-Sipp[1] der freiwerdende Ferrit an dem bereits vorhandenen anlagert, so erklärt sich hierdurch der Gefügeaufbau der Probe C nach dem Versuch. Bei so kurzen Glühzeiten, wie wir sie im vorliegenden Falle zur Ermittlung der Ausdehnungszahl β des Gußeisens angewendet haben, gibt somit die Gefügeuntersuchung allein noch kein einwandfreies Bild über die allmählich einsetzende Aufspaltung des Karbids (Wachsen des Gußeisens), wohl aber das von uns beschriebene Meßverfahren.

E. Zusammenfassung der Ergebnisse.

1. Die Ausdehnungszahl β des Gußeisens wird im Temperaturintervall 20° bis 670°, solange noch keine Gefügeumwandlung infolge Aufspaltung des Karbids eintritt, durch kleine Zusätze von Kupfer und Nickel nicht erkennbar beeinflußt.

Der mittlere Ausdehnungskoeffizient beträgt 0,0000141 im Intervall von 20° bis 500°.

2. Beim Einsetzen der Aufspaltung des Karbids tritt eine bleibende Ausdehnung ein. Das Gußeisen A (ohne Zusatz) zeigte die größte, Gußeisen B (mit 0,55% Cu) und C (mit 0,48% Ni) zeigten unter den gleichen Versuchsbedingungen unter sich nahezu gleiche, jedoch deutliche geringere bleibende Ausdehnung als A.

3. Die beobachteten geringen bleibenden Ausdehnungen stellen, wie die Gefügeuntersuchung einwandfrei erkennen ließ, nicht den endgültigen Gleichgewichtszustand dar. Jedes Gußeisen strebt dem Gefügegleichgewicht Ferrit-Graphit zu. Die durch die Aufspaltung des Karbids bedingte maximale Ausdehnung (Wachsen des Gußeisens) läßt sich bei Kenntnis des Perlitanteils (bzw. des Anteils an freiem Zementit) unter Berücksichtigung der spez. Gewichte des α-Eisens des Zementits und des Graphits berechnen[2].

Nach unseren Versuchen scheinen aber bereits kleine Zusätze an Fremdstoffen (Cu, Ni) auf eine Behinderung oder Verzögerung der Aufspaltung hinzuwirken.

[1] Ab Beobachtung 4 bzw. 12 bei Probe A und B (Tabelle 1 und 2).
Ab Beobachtung 4 bzw. 8 bei Probe C (Tabelle 3).

[1] L. c.

[2] Siehe auch F. Wüst und O. Leihener: Forsch.-Arb. Ing. Nr. 259, S. 92. 1927.

Digitized by Google

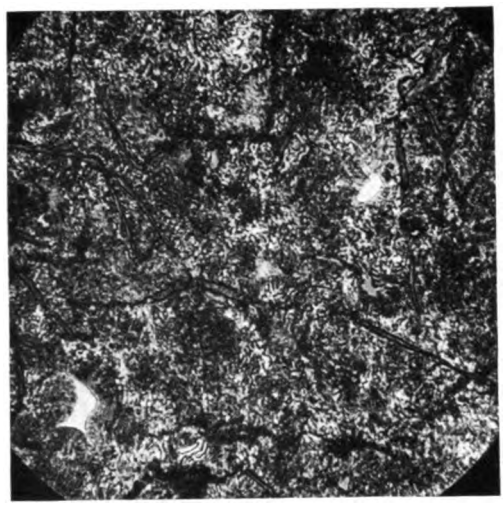


Abb. 8. Probe A vor dem Versuch. $v = 200$.

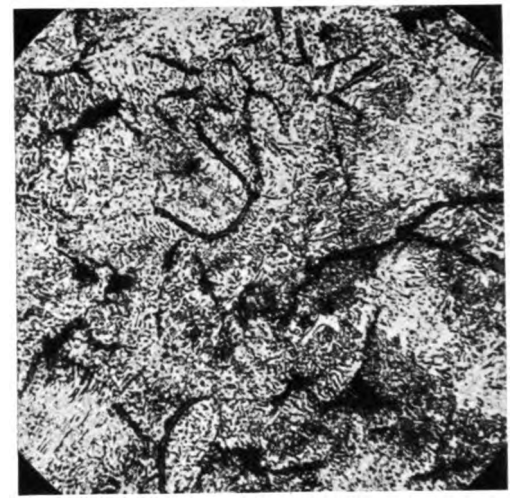


Abb. 11. Probe A nach dem Versuch. $v = 200$.

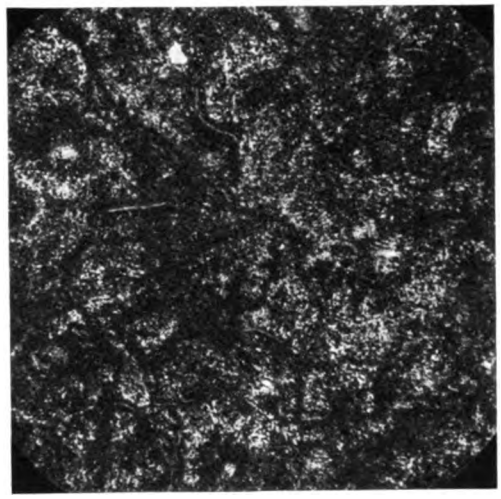


Abb. 9. Probe B vor dem Versuch. $v = 200$.

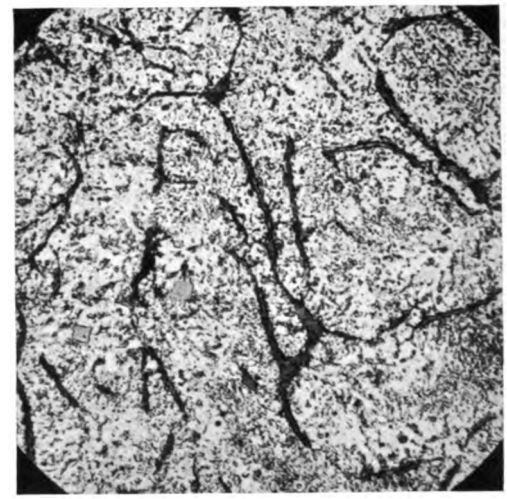


Abb. 12. Probe B nach dem Versuch. $v = 200$.

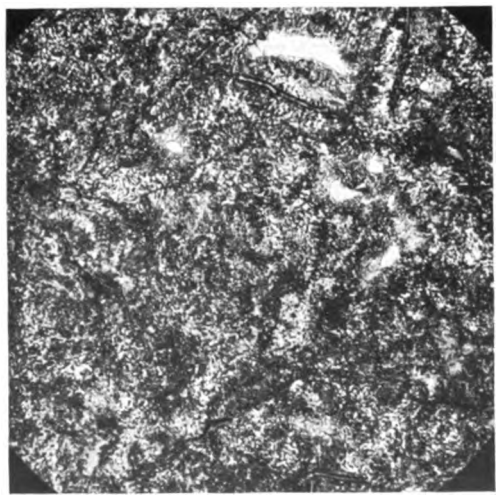


Abb. 10. Probe C vor dem Versuch. $v = 200$.

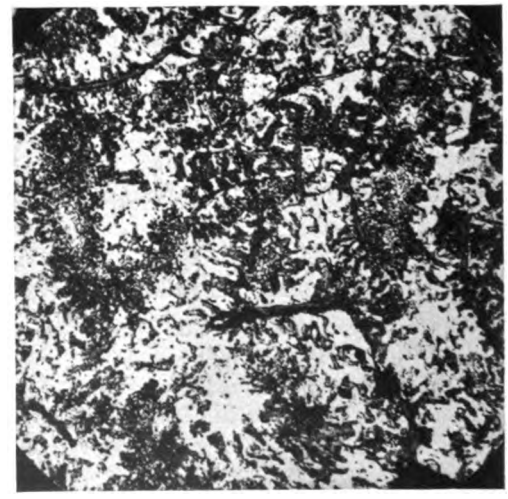


Abb. 13. Probe C nach dem Versuch. $v = 200$.

Digitized by Google

Anordnung der Kristallite in Vielkristallen (Texturen).

Von **E. Schmid**[1].

Anisotropie der Kristalle.

Der Umstand, daß die Kristalle einen gesetzmäßigen Gitterbau aufweisen, von dem in den vorangegangenen Vorträgen ausführlich die Rede war und demzufolge z. B. keineswegs alle Gittergeraden gleich dicht mit Punkten belegt sind, bedingt, daß die Eigenschaften eines Kristalles von der Richtung abhängen, in der man sie untersucht (Anisotropie). Für Metallkristalle ist diese Orientierungsabhängigkeit für eine Reihe von Eigenschaften in den ersten Zahlentafeln und Abbildungen dargestellt.

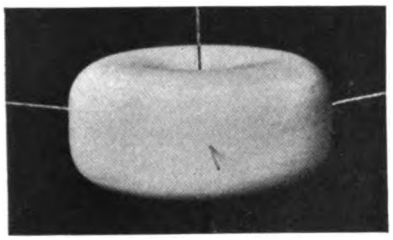


Abb. 1. Elastizitätsmodulkörper des Zinkkristalls (nach den Messungen von E. Grüneisen und E. Goens).

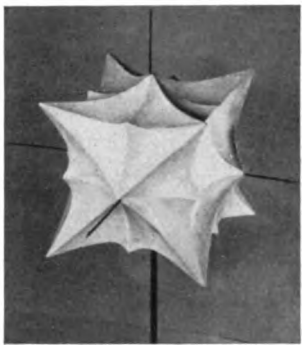


Abb. 2. Fließgefahrkörper regulär-flächenzentrierter Metallkristalle (nach E. Schmid).

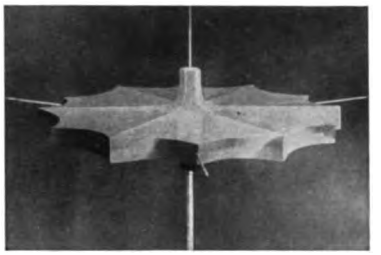


Abb. 3. Fließgefahrkörper des Zinkkristalls (nach E. Schmid).

Zahlentafel 1 gibt zunächst für einige physikalische Eigenschaften die Werte in verschiedenen Kristallrichtungen. Abb. 1 stellt den Elastizitätsmodul des Zinkkristalles überdies noch durch ein räumliches Modell dar,

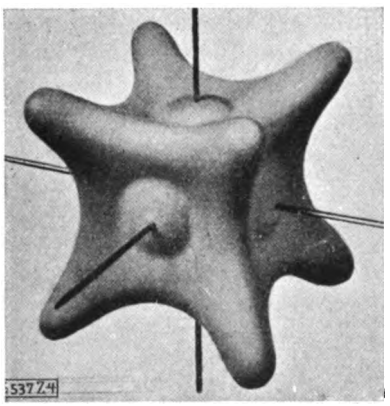


Abb. 4. Festigkeits- (Höchstlast-) Körper des Kupferkristalls (nach J. Czochralski).

das die starke Richtungsabhängigkeit besonders klar erkennen läßt[2]. Daß auch die chemischen Eigenschaften von der Kristallrichtung abhängig sind, geht in deutlicher Weise aus dem gesetzmäßigen Ätzangriff hervor. Kreiszylindrische Wolframkristalle werden bei der Auflösung zufolge der in verschiedenen Richtungen verschiedenen Lösungsgeschwindigkeit kantig. Umgekehrt entstehen durch Aufpräparieren von Wolfram auf runde Impfkristalle zufolge orientierungsabhängiger Kristallisationsgeschwindigkeit kantige Kristalle. Für die technologischen Eigenschaften zeigen die Abb. 2 bis 5 den sehr erheblichen Einfluß der Orientierung. Die auf die Streckgrenze bezüglichen Darstellungen (Abb. 2 und 3) zeigen, daß insbesondere bei Zink eine außerordentlich starke Abhängigkeit von der Kristallrichtung vorhanden ist. (Der Wert für den festesten Kristall beträgt hier das 8,1fache des für den schwächsten Kristall gültigen.) Abb. 4 stellt die technologische Festigkeit von Kupferkristallen verschiedener Ausgangsorientierung dar, und schließlich ist in Abb. 5 die Reißfestigkeit von Tellurkristallen (die ohne vorherige plastische Dehnung spröde zerreißen) als Funktion der kristallographischen Orientierung der Zugrichtung wiedergegeben.

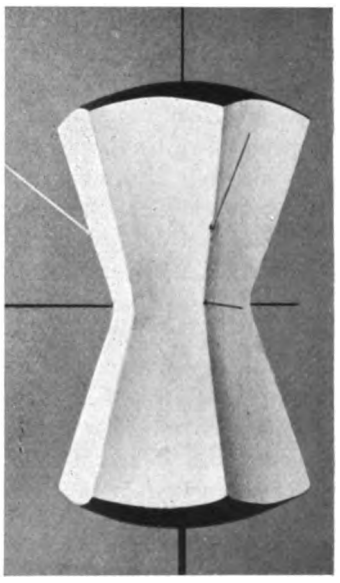


Abb. 5. Reißfestigkeitskörper des Tellurkristalls (nach E. Schmid und G. Wassermann).

Bei dieser Sachlage ist es wohl ohne weiteres klar, daß es wichtig ist, zu erfahren, wie in den metallischen Werkstücken die einzelnen Körner liegen, und noch wichtiger wäre es zu wissen, welches Bauprinzip man dem Gefüge aufzwingen muß, um bestimmte, gewünschte Eigenschaften zu erreichen. Die Untersuchung der Gefügeanordnungen (Texturen) erscheint demnach nicht nur als ein theoretisch interessantes, sondern auch als ein Problem von großer praktischer Bedeutung.

[1] Original: Z. Metallkunde Bd. 20, S. 370. 1928.

[2] Dieses und auch die folgenden räumlichen Modelle sind so zu verstehen, daß die Größe der untersuchten Eigenschaft durch die Länge des Radiusvektors vom Mittelpunkt des Körpers bis zu einer Oberfläche gegeben ist für eine Richtung, die durch die Richtung des Radiusvektors zu den Kristallachsen bestimmt ist.

Digitized by Google

Zahlentafel 1.
Physikalische Konstanten von Metallkristallen.

Metall	zur Hauptachse	Elastizitätsmodul kg/mm²	Lineare Kompressibilität cm²/kg	Spezifischer elektrischer Widerstand in cm Ohm bei 0°	Linearer Ausdehnungskoeffizient bei 20°	Beobachter
Zink	∥	3620	$15{,}8 \cdot 10^{-7}$	$5{,}83 \cdot 10^{-6}$	$63{,}0 \cdot 10^{-6}$	Grüneisen
	⊥	12740	1,4	3,59	14,2	u. Goens
	∥	3870	12,98	5,66	57,4	Bridgman
	⊥	12380	1,95	5,45	12,6	
Kadmium	∥	2880	16,6	7,79	5,25	Grüneisen
	⊥	8300	1,5	6,54	20,2	u. Goens
	∥	2760		7,65		Bridgman
	⊥	7900		6,25		
Zinn	∥	8650	6,72	13,1	30,5	Bridgman
	⊥	5510	6,02	9,1	15,45	
Antimon	∥	3020	16,48	31,8	15,56	Bridgman
	⊥	5760	5,26	38,6	7,96	
Wismut	∥			143		Borelius
	⊥			107		u. Lindh
	∥	3550	15,92	127	13,96	Bridgman
	⊥	3790	6,62	100	10,36	
Tellur	∥	4350	—4,14	56000	—1,6	Bridgman
	⊥	2090	27,48	154000	27,2	

Verfahren zur Bestimmung der Texturen.

Welche Verfahren kann man nun zur Bestimmung der Texturen von Metallen heranziehen? Zunächst bieten sich die metallographischen Ätzverfahren dar. Aus der Form der Ätzgrübchen läßt sich in einfachen Fällen die kristallographische Natur der Schliffläche erkennen. Abgesehen davon, daß dieses Verfahren jedoch sehr mühsam ist, da man ja, um einigermaßen verläßliche Ergebnisse zu erhalten, eine große Zahl von Einzelkörnern untersuchen muß, stößt man sofort auf erhebliche Schwierigkeiten, wenn die Schliffläche keine einfache kristallographische Fläche ist. Hierzu kommt noch, daß sich mit zunehmendem Kaltbearbeitungsgrad die Ätzbarkeit sehr verschlechtert. Ein weiteres, insbesondere von G. Tammann angegebenes Verfahren verwendet nur die Intensität des von dem Grunde der Ätzgruben reflektierten Lichtes (Schimmermethode). In einfachen Fällen und bei verhältnismäßig grobem Korn ist diese Methode geeignet, sehr rasch zum Ziele zu führen. Bei feinem Korn und vor allem bei verwickelteren Texturen hingegen stößt auch diese Arbeitsweise auf beträchtliche Schwierigkeiten. Hier bewähren sich die besonders bei feinem Korn außerordentlich zuverlässigen, röntgenographischen Verfahren. Ihnen verdanken wir denn auch den weitaus überwiegenden Teil unserer heutigen Kenntnisse der Texturen von Metallen.

Bevor ich jedoch daran gehe, zu schildern, was auf diesem Weg bisher erreicht worden ist, möchte ich noch ganz kurz andeuten, wie man aus dem Röntgendiagramm auf die Textur schließen kann. Es wurde heute schon wiederholt ausgeführt, daß man sich den Vorgang der Beugung der Röntgenstrahlen an Kristallen vorstellen kann als eine gewöhnliche (optische) Reflexion an den Netzebenen, mit der Einschränkung jedoch, daß diese Reflexion nur dann erfolgt, wenn der Strahl in einem ganz bestimmten (von der Netzebene und der Wellenlänge des Röntgenstrahls abhängigen) Winkel einfällt. Bestrahlen wir nun ein als sehr feinkörnig vorausgesetztes Gefüge mit „einfarbigem" Röntgenlicht und betrachten wir zunächst nur eine bestimmte Netzebene. Reflexion an ihr wird dann eintreten, wenn sie einen ganz bestimmten Winkel mit dem einfallenden Strahl einschließt. Wegen der Feinheit des Kornes wird in sehr vielen Kriställchen die betrachtete Ebene gerade den verlangten Winkel mit dem Strahl bilden. Die Gesamtheit der in Reflexionsstellung befindlichen Ebenen bildet die einhüllenden Tangentialebenen eines Kegels um den Röntgenstrahl als Achse. Das reflektierte Licht liegt daher auf einem koaxialen Kegel mit dem doppelten Öffnungswinkel. Der Schar verschiedener Netzebenen entspricht auch eine Schar verschiedener koaxialer Reflexionskegel, deren Schnitte mit photographischen Aufnahmevorrichtungen in Abb. 6a bis c dargestellt sind. Das Interferenzbild Abb. 6a wird auf einer senkrecht zum einfallenden Röntgenstrahl stehenden photographischen Platte erhalten. Der Schnitt besteht aus einer Schar konzentrischer Kreise, deren Mittelpunkt der Durchschnittspunkt des Primärstrahls ist. (Debye-Scherrer-Kreise.) Auf einem zylindrischen Film, dessen Achse senkrecht zum einfallenden Strahl steht, erhält man eine Schar von Kurven vierter Ordnung; der aufgerollte Film zeigt das in Abb. 6b dargestellte Kurvensystem[1]. Liegt schließlich die Achse des zylindrischen Films parallel zum einfallenden Strahl, so erhält man eine Schar paralleler Kreise, die auf dem aufgerollten Film eine Schar paralleler Gerader bilden[2] (Abb. 6c).

Wenn nun eine Textur, d. h. eine gewisse Regelung in der Anordnung der Kriställchen vorliegt, so treten die reflektierenden Ebenen nicht in sämtlichen überhaupt möglichen Lagen auf. Die Reflexionskegel werden daher nicht mehr auf ihrer ganzen Oberfläche, sondern nur auf gewissen Teilen reflektierte Strahlen enthalten. Die Debye-Scherrer-Kreise sind demgemäß nicht mehr ihrer ganzen Länge nach geschwärzt, sondern nur entlang bestimmter, abgegrenzter Bezirke. Die geometrisch durchaus einfache Aufgabe besteht nun darin, die Lage der wichtigsten kristallographischen Flächen zu den physikalisch ausgezeichneten Richtungen (Wachstums-, Deformationsrichtungen) aus der Einfallsrichtung des Strahles und der Lage der Interferenzpunkte auf den den Ebenen zugehörigen Debye-Scherrer-Kreisen zu ermitteln. Genauer auf die Auswertung der Diagramme einzugehen, ist hier wohl nicht am Platz[3].

Eine historische Bemerkung sei hier noch eingeschaltet. Wenn auch schon seit 1913 gelegentlich röntgenographisch Texturen beobachtet worden sind, so datiert der wesentliche Fortschritt doch von den Polanyischen Untersuchungen an Zellulose und hartgezogenen Drähten

[1] In erweiterter Bedeutung spricht man auch hier von Debye-Scherrer-„Kreisen".

[2] Diese Art der Aufnahme bietet den gerade für Texturuntersuchungen wichtigen Vorteil, durch Photometrieren die Intensitätsverteilung längs eines (nun geradlinigen) Debye-Scherrer-„Kreises" bestimmen zu können.

[3] Eine ausführliche Darstellung findet sich z. B. bei R. Glocker: Materialprüfung mit Röntgenstrahlen. Berlin: Julius Springer 1927. Auch bezüglich der Literaturangaben sei auf dieses Lehrbuch verwiesen.

Digitized by Google

(1920/21). Großen Anteil an der Ausbildung der Auswertungsmethoden hat auch K. Weißenberg, von dem auch eine erschöpfende Systematik der homogenen Anordnungsmöglichkeiten herrührt.

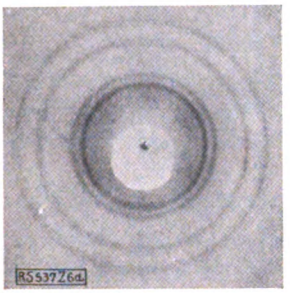


Abb. 6a. Platte senkrecht zum Strahl.

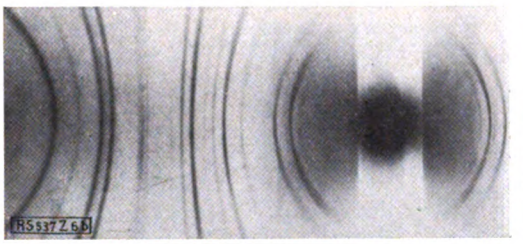


Abb. 6b. Zylindrischer Film senkrecht zum Strahl.

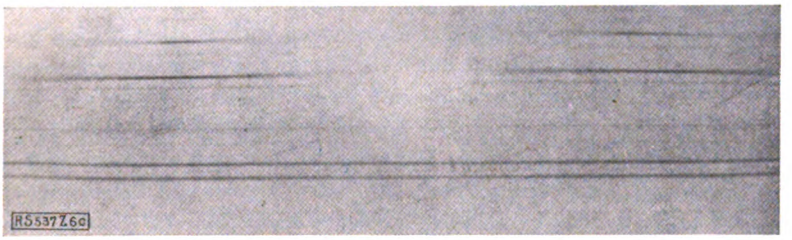


Abb. 6c. Zylindrischer Film parallel zum Strahl.

Abb. 6a bis c. Debye-Scherrer-Diagramme von Aluminium.

Bisherige Ergebnisse der Texturforschung.

Ihrer Entstehung nach kann man die Texturen in Wachstums- und Deformationstexturen einteilen, zu denen sich in einer gewissen Zwitterstellung die Rekristallisationstexturen gesellen.

a) Wachstumstexturen.

Sehr spärlich sind zur Zeit noch unsere Kenntnisse von den Gußtexturen der Metalle, denen jedoch für die weitere Verarbeitung in vielen Fällen erhebliche Bedeutung zukommen dürfte. In Abb. 7 ist der geätzte Schnitt eines Aluminium-Gußbarrens dargestellt. Man erkennt deutlich das auf eine schmale Schicht feiner Keimkristalle in der Gußoberfläche folgende strahlige Gefüge in den Randzonen, das ungefähr senkrecht zu den Abkühlungsflächen in das Innere des Barrens strebt. Abb. 8 zeigt ein Diagramm, welches bei senkrechter Durchstrahlung eines in der Richtung der strahligen Randkristalle herauspräparierten Stäbchens erhalten wurde. Aus ihm geht hervor, daß in allen Kriställchen die Würfelkante mit guter Näherung parallel der Längsrichtung (Abkühlungsrichtung) liegt („einfache Fasertextur"). Gleiches gilt für die strahlige Randzone von Kupfergußblöcken (wirebars). Bei strahligem Zinkgußgefüge liegen die Verhältnisse nicht so einfach. Abb. 9 zeigt ein analog wie oben an Aluminium erhaltenes Diagramm. Hier liegt nicht eine bestimmte kristallographische Richtung in allen Kriställchen parallel zur Abkühlungsrichtung, sondern es scheint stets eine wichtige Kristallrichtung, die hexagonale Achse, senkrecht zur Abkühlungsrichtung zu stehen. Es ist dies eine Anordnung, die nach Weißenberg als „Ringfasertextur" zu bezeichnen wäre. Die ausgezeichnete Spaltfläche des Zinks, die Basisfläche, liegt zufolge dieser Textur stets parallel zur Längsrichtung der strahligen Randkristalle.

Eine weitere Gruppe von Wachstumstexturen sind die Elektrolyttexturen, deren Untersuchung wir vor allem R. Glocker und E. Kaupp verdanken. In Abb. 10a und b ist je ein Diagramm nach Reflexion an der Ober- und Unterseite einer Kupfer-Elektrolytfolie wiedergegeben. Während in der obersten Schicht eine sehr gute

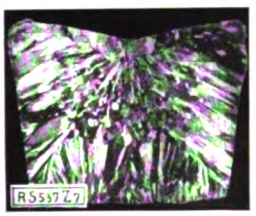


Abb. 7. Schnitt eines Aluminiumbarrens (nach J. Czochralski) rd. 1/4 nat. Gr.

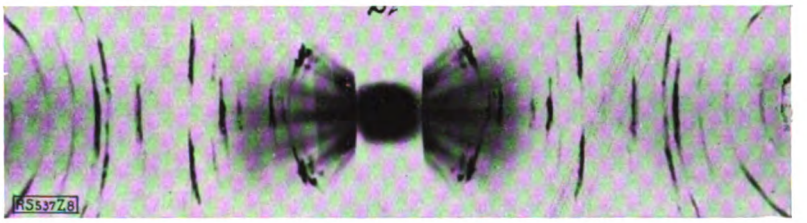


Abb. 8. Gußtextur von Aluminium (nach J. Czochralski und E. Schmid). [100] parallel zur Wachstumsrichtung.

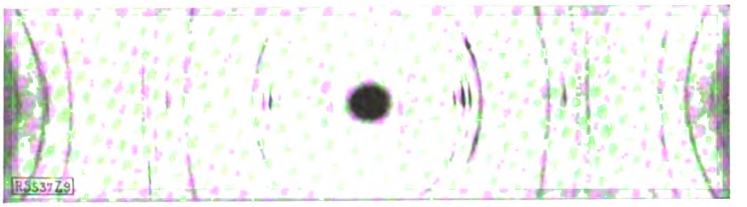


Abb. 9. Gußtextur von Zink (nach E. Schmid und G. Wassermann). [0001] senkrecht zur Wachstumsrichtung.

Digitized by Google

Textur erkennbar ist (die Kriställchen liegen hier mit einer Flächendiagonale parallel zur Wachstumsrichtung), herrscht an der Unterseite noch nahezu regelloses Gefüge (Keimschicht).

Elektrolyttexturen sind auch noch an einer großen Zahl anderer Metalle ermittelt worden. Es hat sich dabei

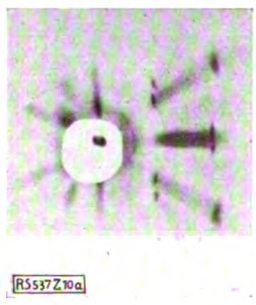


Abb. 10a. Oberseite. [101] parallel zur Wachstumsrichtung.

Abb. 10b. Unterseite des Beschlages. Regelloses Gefüge.

Abb. 10a und b. Elektrolyttextur von Kupfer (nach R. Glocker und E. Kaupp).

ergeben, daß sowohl die Zusammensetzung des Elektrolyten wie die Stromdichte von Einfluß auf die Ausbildung der Anordnung ist. Eine Zusammenstellung der bisher erkannten Wachstumstexturen ist in Zahlentafel 2 gegeben.

Zahlentafel 2. Wachstumstexturen von Metallen.

Metall	Gitterart	Parallel zur Wachstumsrichtung liegen		Elektrolyt
		im Gußblock	im Elektrolytblech	
Al	kubisch flächenzentr.	[100]		
Cu	„	[100]	[110]	$^1/_1$ n-$CuSO_4$
Ag	„		[111] und [100]	$^1/_{10}$ n-$AgNO_3$
Ni	„		[100]	$^1/_{10}$ n-$NiCl_2$ + $^9/_{10}$ n-$NiSO_4$
			[112]	$^9/_{10}$ n-$NiCl_2$ + $^1/_{10}$ n-$NiSO_4$
Pb	„		[112]	$^1/_1$ n-$Pb(ClO_4)_2$
Cr	kubisch raumzentr.		[111]	Verf. v. Grube
α-Fe	„		[111]	10% $Fe_2(NH_4)_2(So_4)_3$
α-Fe	„		[111]	50% $FeCl_2$
Zn	hexagonal dichteste Kugelpackung	[0001] ⊥WR (Ringfasertext.)		

Welches sind nun die Ursachen für das Zustandekommen der Wachstumstexturen? Eine Antwort auf diese Frage geben vielleicht die Versuche von R. Groß und H. Möller über das Kristallwachstum in Röhren. In Abb. 11 ist schematisch gezeigt, wie bei richtungsabhängiger Kristallisationsgeschwindigkeit (*a* bis *c*) von einer Reihe von Keimen (K_1 bis K_2) alsbald jener den ganzen Querschnitt der Röhre ausfüllt und allein weiterwächst, für den die Richtung der größten Wachstumsgeschwindigkeit den kleinsten Winkel mit der Röhrenachse einschließt. Das auf diese Weise entstehende Gefüge, Schicht feiner Keimkristalle an der zuerst erstarrten Oberfläche und sodann durch Wachstumsauslese Übergang in eine einfache Fasertextur ist gerade das, was wir sowohl an den Guß- wie an den Elektrolyttexturen beobachten.

b) Deformationstexturen.

Über Deformationstexturen liegen heute schon eine sehr erhebliche Zahl von Arbeiten vor. Es kann sich hier nur darum handeln, die wichtigsten Ergebnisse aufzuführen.

In den Abb. 12 und 13 sind zunächst Texturdiagramme dargestellt, wie man sie bei senkrechter Durchstrahlung von hartgezogenen, weitgehend abgeätzten Drähten von Aluminium und Kupfer erhält. Aus den Koordinaten der Interferenzpunkte des Aluminiumdiagramms ergibt sich, daß hier eine einfache Fasertextur mit der Raumdiagonale parallel zur Zugrichtung vorliegt. Bei Kupfer findet sich, wie sich aus Abb. 13 ergibt, noch eine zweite Gruppe von Körnern, die mit der Würfelkante parallel zur Drahtrichtung liegen; „doppelte Fasertextur". Diese beiden Anordnungen, Raumdiagonale und Würfelkante parallel zur Zugrichtung, wurden bei allen regulär-flächenzentrierten Metallen wiedergefunden; die Anteile der beiden Gruppen sind allerdings von Metall zu Metall verschieden. Im Gegensatz zu den flächenzentrierten Metallen weisen die raumzentrierten im hartgezogenen Zustand nur eine einfache Fasertextur auf. Hier liegt stets die Flächendiagonale parallel zur Zugrichtung. Als Beispiel zeigt Abb. 14 ein Diagramm von hartgezogenem α-Eisen. Eine schematische Darstellung der Zugtexturen regulärer Metalle gibt Abb. 15.

Eine genauere Untersuchung der Textur hartgezogener Drähte lehrt übrigens, daß die Richtung der Faserachse und die Güte der Ausbildung der Textur keineswegs in allen Teilen des Querschnittes gleich ist. Die Güte der Gleichrichtung nimmt nach der Mitte des Drahtes hin erheblich zu, wie die Texturdiagramme an verschieden weit abgeätztem Kupferdraht in Abb. 16a bis d zeigen. Die Faserachse selbst ist ferner nur in den zentralen Zonen exakt parallel zur Längsachse des Drahtes; in den Randzonen liegt sie etwas geneigt. Der Höchstwert der Schiefstellung tritt knapp unterhalb der Drahtoberfläche ein. Der Neigungswinkel stimmt hier mit dem Winkel der Ziehdüse überein. Abb. 17 zeigt, wie man sich dementsprechend die Textur eines hartgezogenen Drahtes vorzustellen hätte.

Die beim Stauchen von Metallen sich ausbildenden Texturen sind ebenfalls einfache Fasertexturen. Faserachse ist die Druckrichtung, der sich die einzelnen Körner mit einer bestimmten kristallographischen Richtung mehr oder minder parallel einstellen. Abb. 18a und b zeigen die an gestauchtem Aluminium und Eisen erhaltenen Diagramme. Bei flächenzentrierten Metallen liegt die Flächendiagonale parallel zur Druckrichtung, bei den raumzentrierten die Raumdiagonale.

In gewalzten Blechen ist nicht nur eine Richtung, die Walzrichtung, sondern auch eine Ebene, die Walzebene, vor den übrigen ausgezeichnet. Die Lagenmannigfaltigkeit in den Walztexturen ist demgemäß eine erheblich beschränktere. Bei den raumzentrierten Metallen

Digitized by Google

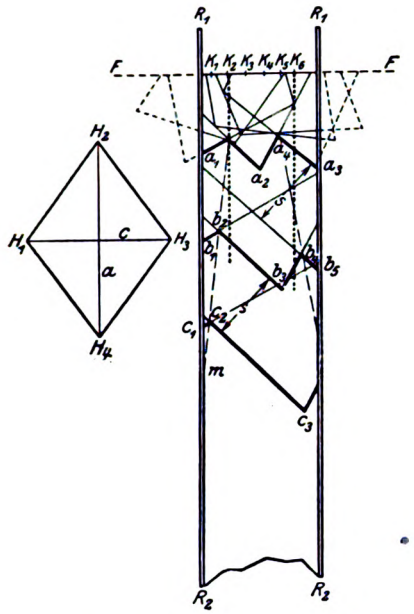


Abb. 11. Kristallwachstum in Röhren. Wachstumsauslese nach R. Groß und H. Möller.

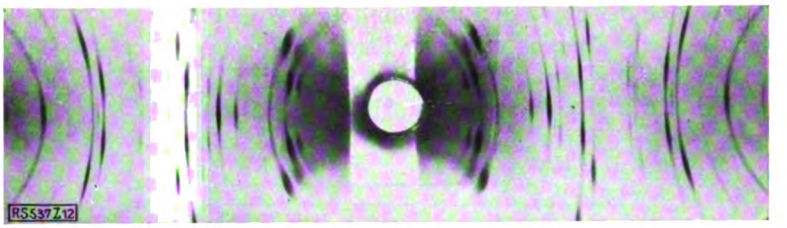


Abb. 12. Ziehtextur von Aluminium (nach E. Schmid und G. Wassermann). [111] parallel zur Zugachse.

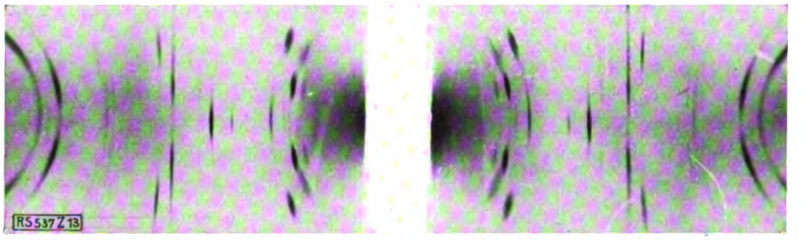


Abb. 13. Ziehtextur von Kupfer (nach E. Schmid und G. Wassermann). 1. [111] parallel zur Zugachse, 2. [100] parallel zur Zugachse.

Abb. 14. Ziehtextur von α-Eisen (nach F. Wever). [101] parallel zur Zugachse.

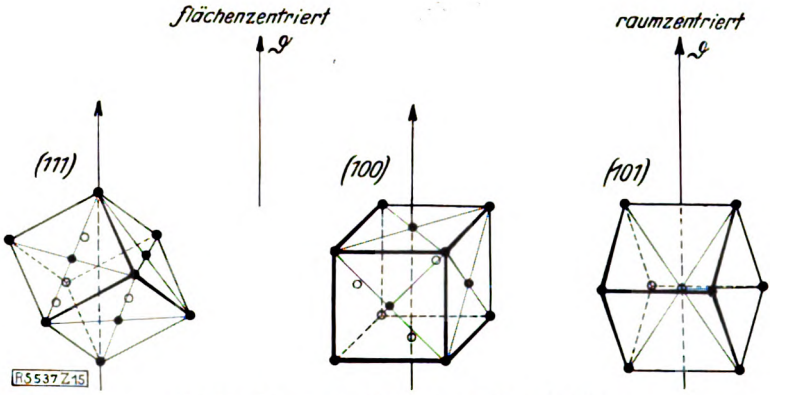


Abb. 15. Schema der Ziehtextur regulärer Metalle.
1. [111] parallel zur Ziehrichtung; [101] parallel zur Ziehrichtung.
2. [100] parallel zur Ziehrichtung.

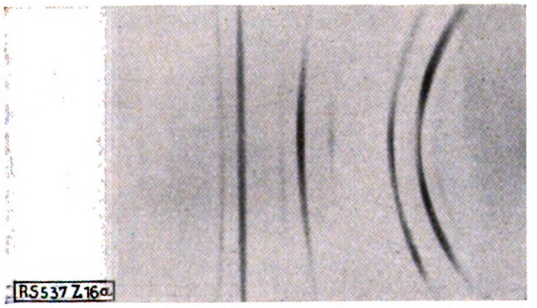


Abb. 16a. Kupferdraht 1,75 mm Dmr.

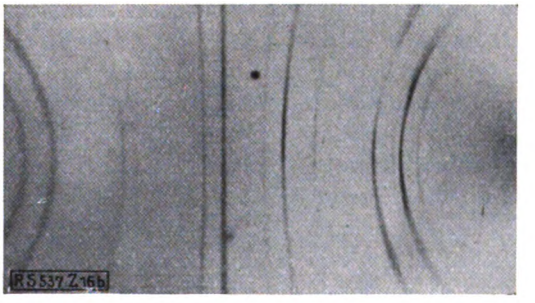


Abb. 16b. Derselbe Draht auf 1,3 mm abgeätzt.

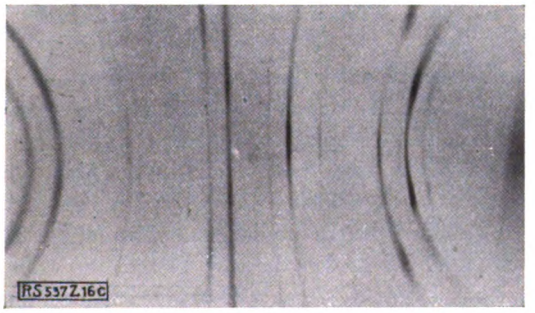


Abb. 16c. Derselbe Draht auf 1,0 mm abgeätzt.

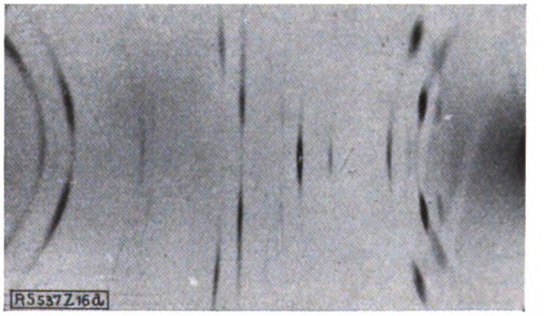


Abb. 16d. Derselbe Draht auf 0,4 mm abgeätzt.

Abb. 16a bis d. Ausbildung der Fasertextur in verschiedenen Schichten eines hartgezogenen Drahtes (nach E. Schmid und G. Wassermann).

Digitized by Google

ordnen sich die einzelnen Körner mit einer Würfelfläche parallel der Walzebene und einer Flächendiagonale parallel der Walzrichtung. Verwickelter liegen die Verhältnisse bei den flächenzentrierten Metallen. Hier über-

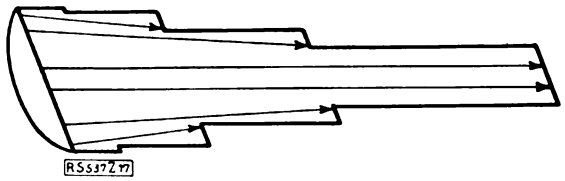


Abb. 17. Modell eines hartgezogenen Drahtes (nach E. Schmid und G. Wassermann).
Die Richtung der Pfeile gibt die Richtung der Faserachsen, die Länge der Pfeile die Güte der Gleichrichtung an.

wiegt stark eine Einstellung mit der Rhombendodekaederfläche in der Walzebene und einer [112]-Richtung in der Walzrichtung. Bei Aluminium findet sich aber auch noch eine zweite Lage mit der gleichen Walzebene und der Raumdiagonale in der Walzrichtung. Bei Gold und Platin wurde als schwach auftretende zweite Walzlage die Würfelfläche in der Walzebene und die Würfelkante in der Walzrichtung gefunden[1]. Diagramme, wie sie bei Durchstrahlung senkrecht zur Walzebene an Aluminium und Silber einerseits, Eisen andererseits erhalten wurden, sind in Abb. 19a bis c wiedergegeben. Eine schematische Darstellung der Hauptwalzlagen kubischer Metalle zeigt Abb. 20. Zahlentafel 3 und 4 geben schließlich eine Zusammenstellung der kristallographischen Kennzeichnung der an Metallen beobachteten Deformationstexturen.

Fragt man wieder nach der Ursache der Ausbildung der Texturen, so wird man wohl nicht fehlgehen, wenn man hier im Falle der Deformation den Dehnungsmechanismus des Einzelkristalls dafür verantwortlich macht. Die einzelnen Körner erfahren bei der Kaltreckung der Metalle ja sehr erhebliche bleibende Deformationen (vgl. Abb. 21a und b). Der Hauptmechanismus der plastischen Kristalldehnung, die Translation (Abgleitung einzelner Schichten des Kristalls entlang einfacher kristallographischer Flächen in Richtung wichtiger Gitterkanten) ist aber, wie die schematische Abb. 22 andeutet, mit einer sehr erheblichen Drehung des Gitters in bezug auf die Richtung der angreifenden Kräfte verbunden. Zufolge dieser Gitterdrehungen in den einzelnen Körnern werden sich bestimmte Ebenen und Richtungen immer mehr den durch die Deformationsart ausgezeichneten Ebenen und Richtungen nähern und so die Ausbildung einer Textur bedingen. Eine quantitative Vorausberechnung einer Deformationstextur eines kubischen Metalles auf Grund des Dehnungsmechanismus des Einzelkornes (die Verhältnisse liegen hier verwickelter als in der Abb. 22, da nicht nur eine Translationsfläche, sondern mehrere gleichberechtigte auftreten) ist bisher allerdings noch nicht gelungen.

c) Rekristallisationstexturen.

Zum Schluß seien noch kurz die Texturen besprochen, die man bei der Rekristallisation kalt bearbeiteter Metalle beobachtet. An gezogenen Drähten wurde eine

[1] Systematische Versuche über den Einfluß der Art des Walzens auf die Textur und über deren Ausbildung in verschiedenen Schichten des Bleches liegen noch nicht vor.

Zahlentafel 3.
Deformations- und Rekristallisationstexturen von Metallen I.

Metall	Gittertypus	Deformationsart, Glühtemperatur	Parallel zur Kraftrichtung liegen	
			1. Lage	2. Lage
Al	kubisch flächenzentr.	Ziehen	[111] ∥ ZR	—
Al (99,95%)	„	Rekr. bei 600°	[111]	—
Cu	„	Ziehen	[111]	([100]) ∥ ZR
Cu	„	Rekr. bei 1000°	[112]	—
Au	„	Ziehen	[111]	[100]
Ag	„	„	([111])	[100]
Pb	„	„	[111]	—
α-Fe	kubisch raumzentr.	Ziehen	[110] ∥ ZR	
Mo	„	„	[110]	
W	„	„	[110]	
Al	kubisch flächenzentr.	Stauchen	[110] ∥ DR	
Cu	„	„	[110]	
α-Fe	kubisch raumzentr.	Stauchen	[111] ∥ DR	

ZR = Zugrichtung, DR = Druckrichtung.

Zahlentafel 4.
Deformations- und Rekristallisationstexturen von Metallen II.

Metall	Gittertypus	Deformationsart, Glühtemperatur	Parallel zur Kraftrichtung liegen	
			1. Lage	2. Lage
Al	kubisch flächenzentr.	Walzen	[112] ∥ WR, (1$\bar{1}$0) ∥ WE	[111] ∥ WR, (1$\bar{1}$0) ∥ WE
Cu	„	„	[112], (110)	
Cu	„	Rekr. bei 750—1050°	[100], (001)	
Ag	„	Walzen	[112], (1$\bar{1}$0)	
Ag	„	Rekr. bei 750—800°	[112], (131)	
Au	„	Walzen	[112], (1$\bar{1}$0)	[100], (001)
Pt	„	„	[112], (110)	[100], (001)
α-Ms	„	„	[112], (1$\bar{1}$0)	
α-Ms	„	Rekr. bei 300—700°	[112], (131)	
α-Fe	kubisch raumzentr.	Walzen	[110] ∥ WR, (001) ∥ WE	
α-Fe	„	Rekr. über 600°	[350], (001)	
Ta	„	Walzen	[110], (001)	
W	„	„	[110], (001)	

WR = Walzrichtung, WE = Walzebene.

Rekristallisationstextur bisher erst bei reinstem Aluminium (99,95%) und Kupfer beobachtet. Im Gegensatz zu technischem Aluminium, dessen Orientierung beim Glühen regellos wird, bildet sich in Drähten reinsten Aluminiums nach Glühen bei 600° eine ausgesprochene Fasertextur mit der Raumdiagonale parallel der Längsrichtung aus. Es ist dies dieselbe Textur, die auch beim Hartziehen entsteht, deren Schärfe der Einstellung bei der Rekristallisation jedoch erheblich zunimmt (vgl. Abb. 23a und b). In Kupferdraht tritt nach Glühungen

Digitized by Google

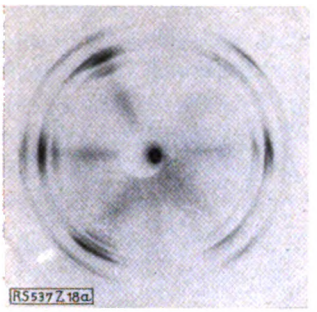


Abb. 18a. Aluminium (nach G. Sachs und E. Schiebold). [101] parallel zur Druckrichtung.

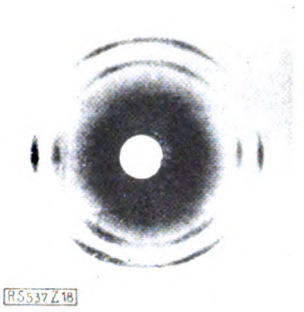


Abb. 18b. α-Eisen (nach F. Wever). [111] parallel zur Druckrichtung.

Abb. 18 a u. b. Stauchtextur kubischer Metalle.

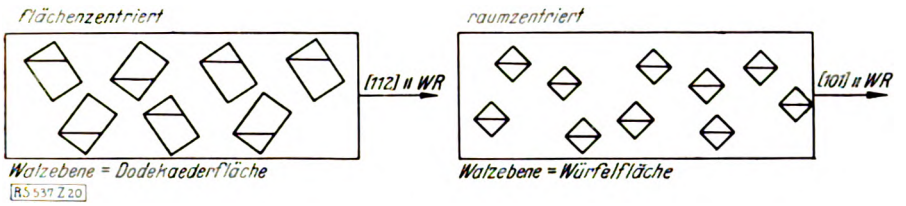


Abb. 20. Schema der Walztextur regulärer Metalle.
a) Flächenzentriert, b) Raumzentriert.

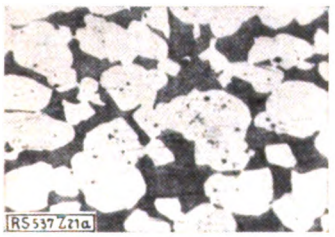


Abb. 21a u. b. Kaltreckung von (α + β)-Messing (nach J. Czochralski).
a vor, b nach der Deformation. 210mal vergr.

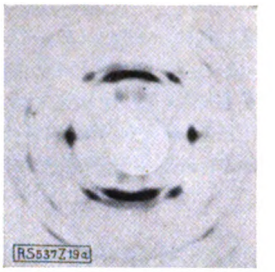


Abb. 19a. Aluminium.
1. [112] parallel zur Walzrichtung, (110) parallel zur Walzebene.
2. [111] parallel zur Walzrichtung, (110) parallel zur Walzebene.

Abb. 19b. Silber.
[112] parallel zur Walzrichtung, (110) parallel zur Walzebene.

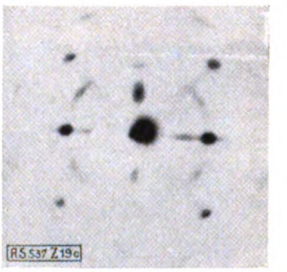


Abb. 19c. α-Eisen.
[110] parallel zur Walzrichtung, (001) parallel zur Walzebene.

Abb. 19a bis c. Walztextur kubischer Metalle (nach R. Glocker).

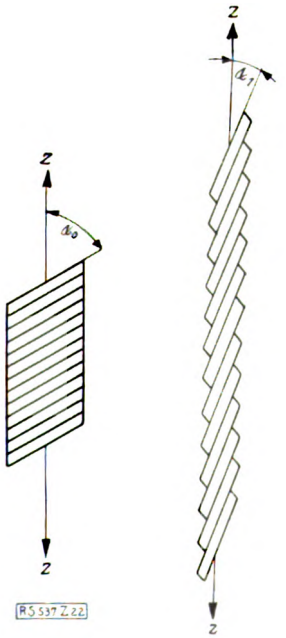


Abb. 22. Plastische Kristalldehnung durch Translation (schematisch).

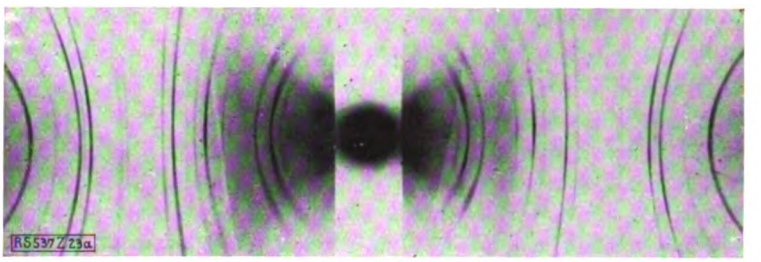


Abb. 23a. Hartgezogener Draht; 0,8 mm Dmr. [111] parallel zur Drahtachse.

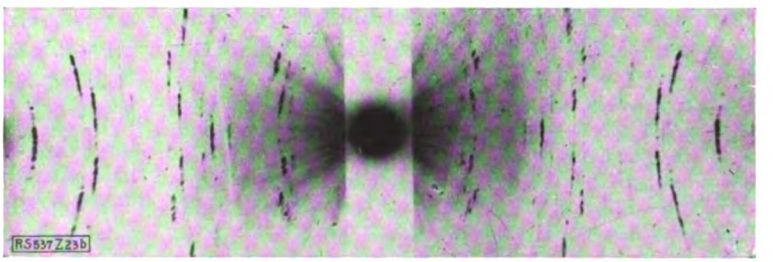


Abb. 23b. Bei 600° rekristallisierter Draht. [111] parallel zur Drahtachse.

Abb. 23a u. b. Rekristallisationstextur von Aluminiumdraht (99,95%) (nach E. Schmid und G. Wassermann).

Digitized by Google

bei 1000° eine Rekristallisationstextur auf, die dadurch gekennzeichnet ist, daß die [112]-Richtung parallel der Drahtachse liegt (Abb. 24). Trotz identischer Gußtexturen und nahe identischer Zugtexturen weisen die beiden flächenzentrierten Metalle, Aluminium und Kupfer in Drahtform somit verschiedene Rekristallisationstextur auf[1].

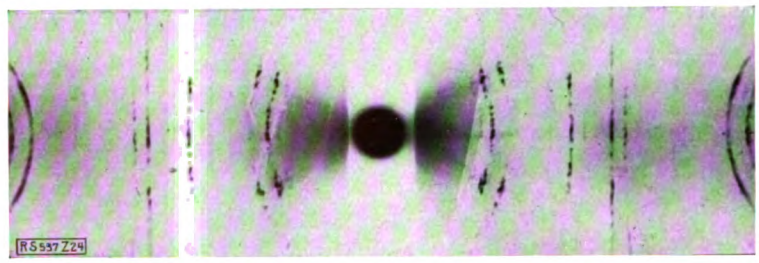


Abb. 24. Rekristallisationstextur von Kupferdraht (nach E. Schmid und G. Wassermann). [112] parallel zur Drahtachse.

bündige Antwort heute noch keineswegs gegeben werden. Einige Erscheinungen, wie daß die Rekristallisationstextur im Kupferdraht auch auftritt, wenn vorher

Abb. 26. Rekristallisationstextur von Kupferblech (nach R. Glocker und H. Widmann). [100] parallel zur Walzrichtung, (001) parallel zur Walzebene.

Die Rekristallisation von Blechen ist insbesondere von R. Glocker, der die erste Rekristallisationstextur beobachtet hat, und seinen Mitarbeitern röntgenographisch verfolgt worden. Außer dem Fall, in dem das Glühen zu keinerlei Textur führt, wurde hier zweierlei Verhalten beobachtet. Entweder bildet sich durch Glühung bei mittleren Temperaturen regelloses Gefüge erzeugt wurde, scheinen die Rekristallisationstexturen den Wachstumstexturen an die Seite zu stellen. Auffällig ist dabei aber die Verschiedenheit der Glühtexturen gleichartig kristallisierender Metalle mit identischer Gußtextur.

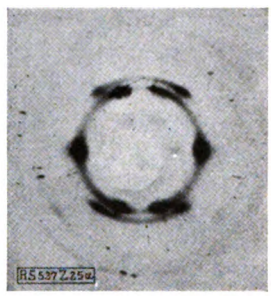


Abb. 25a. Walztextur; Beginn der Rekristallisation (40°). [112] parallel zur Walzrichtung, (110) parallel zur Walzebene.

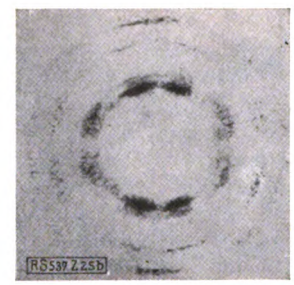


Abb. 25b. Rekristallisationstextur (700°). [112] parallel zur Walzrichtung, (131) parallel zur Walzebene.

Abb. 25c. Regellose Orientierung (900°).

Abb. 25a bis c. Rekristallisation von Silberblech (nach R. Glocker).

Glühung bei mittleren Temperaturen eine neue Textur aus, die dann bei weiterem Glühen bei erhöhter Temperatur unter Entstehung regellosen Gefüges wieder verschwindet (Silber; Abb. 25a bis c) oder aber es entsteht schon bei sehr tiefen Glühtemperaturen eine Rekristallisationstextur, die dann bis zu den höchsten Temperaturen erhalten bleibt (Kupfer; Abb. 26)[2]. Eine Zusammenstellung der bisher beobachteten Rekristallisationstexturen ist in den Zahlentafeln 3 und 4 mit enthalten.

Wirft man schließlich auch hier die Frage nach der Ursache der Ausbildung der Textur auf, so kann eine

Wenn man ein Urteil über die bisherigen Leistungen der Texturforschung gewinnen will, so muß man, glaube ich, Antworten auf die beiden folgenden Fragen suchen. 1. Inwieweit hat sie unsere Kenntnis und unser Verständnis des metallischen Werkstoffes erweitert und 2. inwieweit hat sie auch bereits unmittelbar für die praktische Anwendung brauchbare Ergebnisse gezeitigt. Zu dem ersten Punkt ist zu sagen, daß gerade die Auffindung der Texturdiagramme bei hartgezogenen Drähten es war, die ein eingehendes Studium der Vorgänge bei der plastischen Kristalldeformation veranlaßt hat und dem wir es verdanken, daß heute der Mechanismus der bleibenden Kristallverformung weitgehend (auch quantitativ) erkannt ist. Die Texturforschung hat ferner, worauf besonders Glocker hingewiesen hat, den Nachweis erbracht, daß wir den Begriff der Rekristallisation keineswegs bloß mit der Entstehung eines neuen Gefüges zu verknüpfen, daß wir vielmehr auch noch die Orientierung dieses neuen Gefüges mit in Betracht zu ziehen haben. Sie hat weiterhin nachdrücklich auf die Bedeutung der Glüh-

[1] Es sei hierbei bemerkt, daß die mechanischen Eigenschaften geglühter Drähte mit Rekristallisationstextur sehr auffällig unterschieden sind von den Eigenschaften gewöhnlicher weichgeglühter Drähte mit regellosem Gefüge. Zugfestigkeit und Dehnung sind gesunken, die elastische Nachwirkung ist vollkommen verschwunden.

[2] Die gerichtete Rekristallisation führt naturgemäß auch bei den Blechen zu Unterschieden gegenüber dem Verhalten von solchen mit regellosem Gefüge, worauf wohl im nächsten Vortrag des näheren eingegangen werden wird.

Digitized by Google

temperatur hingewiesen. Ein kurzes Glühen bei hoher Temperatur ist keineswegs gleichwertig einem längeren bei niedrigerer Temperatur. In dem einen Fall kann Textur und dadurch völlige Veränderung der Eigenschaften entstehen, in dem anderen Falle nicht. Ein wichtiger Helfer ist die Texturforschung ferner, wie bereits erwähnt, bei der zielbewußten Herstellung metallischer Werkstücke bestimmter vorgegebener Eigenschaften. Denn wenn auch die Textur keineswegs ausschließlich die Eigenschaften des Werkstückes bestimmt (die Verfestigung der Einzelkörner spielt z. B. für die technologischen Eigenschaften auch eine sehr erhebliche Rolle), so ist sie doch ein wesentlicher Faktor. Dies gehört aber eigentlich schon zur zweiten, oben gestellten Frage, auf die im nächsten Vortrag noch besonders eingegangen werden wird.

Versuche über die Rekristallisation von Metallen. II.

Von **R. Karnop** und **G. Sachs**[1]

Wie wenig die Rekristallisationserscheinungen bisher geklärt sind, ergibt sich wohl am anschaulichsten daraus, daß es unmöglich ist, das Verhalten eines Metalls für einen Fall vorauszusagen, der sich von den üblichen technischen Verhältnissen etwas weiter entfernt. Dabei dürften für den Aufbau einer umfassenden Rekristallisationstheorie gerade solche Versuche von großer Bedeutung sein, bei denen der Versuch gemacht ist, die verschiedenen, für die Rekristallisation maßgebenden Faktoren unabhängig voneinander zu variieren. In Fortsetzung der in unserer I. Mitteilung[2] gebrachten Untersuchungen mögen daher im folgenden weitere Versuche beschrieben werden, die einige neuartige Rekristallisationsgesetzmäßigkeiten zutage gefördert haben[3].

Die Versuche sind durchweg an handelsüblichem Aluminium[4] mit 99,3% Al (0,4% Fe, 0,2% Si) durchgeführt worden. Soweit nichts Besonderes erwähnt, gelangte das Aluminium in Form gezogener Stangen von 3 bis 10 mm Stärke, danach bei 500 bis 550°[5] eine Stunde geglüht und an der Luft erkaltet, zur Verwendung.

Da bei den weiteren Versuchen Proben verschiedener Korngröße zum Vergleich gelangten, war zunächst der Einfluß der Korngröße zu klären. Bekannt ist, daß die Rekristallisation um so später eintritt, je größer das Korn des Ausgangsmaterials ist. Systematische Untersuchungen hierüber liegen bisher jedoch anscheinend nicht vor, ebensowenig wie über die Korngröße der neu gebildeten Kristalle.

Daher wurde eine Anzahl von Stäben um 3, 10 und 20% gedehnt und auf 550° eine Stunde erhitzt. Die um 3% gedehnten Stäbe bestanden danach aus einzelnen Kristallen, bei den um 10% gedehnten ging eine 1 cm lange Strecke durch 3 bis 4 Kristalle, bei den um 20% gedehnten durch rund 20 und beim Ausgangsmaterial durch rund 100 Kristalle.

Je ein Stab jeder Gruppe wurde, soweit möglich, um 3, 6, 12, 18 und 25% gedehnt und je eine halbe Stunde stufenweise um 25° steigenden Temperaturen ausgesetzt. Das Ergebnis der Versuche ist in Tabelle 1 zusammengestellt.

Hinsichtlich des Rekristallisationseintritts zeigt sich, wie zu erwarten, daß die Temperatur um so höher liegt, je geringer der Reckgrad und je größer das Ausgangskorn ist.

Was die Korngröße anbetrifft, so zeigt sich nur beim feinkörnigsten Zustand (Abb. 1) die bekannte Gesetzmäßigkeit, daß bei geringen Reckgraden einzelne große Kristalle, bei hohen Reckgraden dagegen wieder ein feines Korn entsteht. Andeutungsweise ist diese Gesetzmäßigkeit noch bei den Stäben mit 20 Kristallen auf 1 cm zu erkennen (Abb. 2). Bei den grobkörnigen Stäben (Abb. 3) entstehen aber weder nach geringen Verformungen besonders große Kristalle, noch besonders kleine nach starken Verformungen. Hierbei ist allerdings zu beachten, daß die Stäbe sich bei der Dehnung ungleichmäßig verformen. Dadurch kann die Ausbildung ganz großer Kristalle unterbunden und die Korngrößenunterschiede können verringert sein.

Infolge der ungleichmäßigen Dehnung der Stäbe mit 3 bis 4 Kristallen auf 1 cm liegen auch deren Rekristallisationstemperaturen verhältnismäßig niedrig. Für feinere Untersuchungen können Stäbe mit weniger als etwa 20 Kristallen auf 1 cm ihrer Ungleichmäßigkeit wegen nicht verwendet werden.

Ganz allgemein ist noch zu beachten, daß die an der Oberfläche gelegenen Kristalle sich anders verhalten, als die im Innern eingeschlossenen. Das Innere rekristallisiert in der Regel früher als die Oberflächenschicht. Bei Entstehung großer Kristalle ist daher die Oberflächenschicht häufig noch feinkörnig.

In der Technik hat man es normalerweise mit einem ziemlich feinkörnigen Material zu tun. Die Kristalle eines Stoffes, der keinerlei Zustandsänderungen im festen Zustand erleidet, scheinen auch unter eine gewisse Größe nicht herabzugehen. Das Verhalten des hier untersuchten feinkörnigen Materials (Abb. 1) entspricht daher annähernd auch den Verhältnissen, wie sie in der Praxis und bei Untersuchungen anderer Forscher vorliegen.

---

[1] Original: Z. Phys. Bd. 52, S. 301—313. 1928.

[2] R. Karnop und G. Sachs: Z. Phys. Bd. 42, S. 283 bis 301. 1927. Dort finden sich auch ausführliche Literaturangaben.

[3] Von G. Masing: Z. Metallkunde Bd. 12, S. 457—498. 1920, liegen einige Versuche im Sinne unserer Arbeit vor. Die Versuche von Masing sind jedoch an den schon bei gewöhnlicher Temperatur rekristallisierenden Metallen Zinn und Zink gemacht und infolgedessen nicht ganz durchsichtig.

[4] Den Vereinigten Aluminium-Werken A.-G. sind wir für Überlassung des Materials zu Dank verpflichtet.

[5] Glühen der Proben bei 550° führte vielfach zur Entstehung sehr großer Kristalle, so daß dann 500° gewählt werden mußten (vgl. Frhr. v. Göler und G. Sachs: Z. Metallkunde Bd. 19, S. 90—93. 1927).

Digitized by Google

A. Einfluß der Anlaßtemperatur.

Für die Korngröße eines solchen Materials nach der Rekristallisation pflegt man in der Regel nur den Betrag der Verformung und die Höhe der Glühtemperatur als maßgebend anzusehen und die übrigen Faktoren zu vernachlässigen. Unter anderem wird auch meist stillschweigend vorausgesetzt, daß der Ausgangszustand des

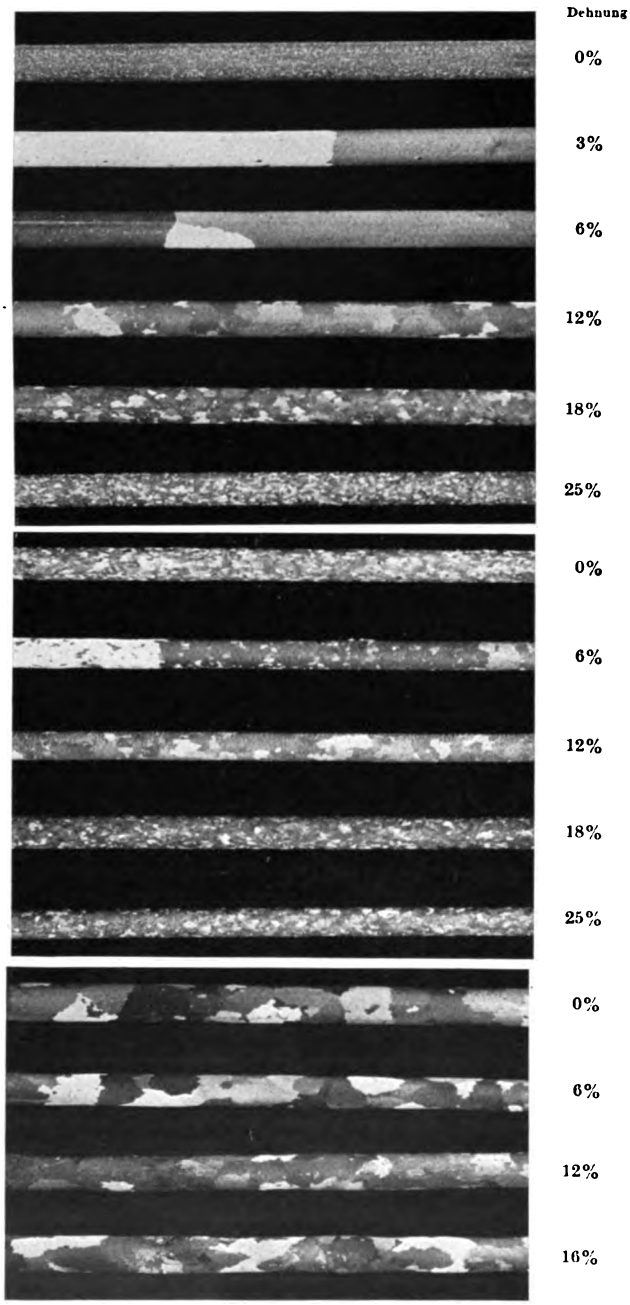


Abb. 1 bis 3. Einfluß der Ausgangskorngröße auf die Korngröße von rekristallisiertem Aluminium. (1,8fach vergr.)

Materials, insbesondere die Glühtemperatur vor der Reckung, praktisch einflußlos ist. Da aber hierüber anscheinend noch nichts Sicheres bekannt ist, wurden einige Versuche zur Klärung dieses Einflusses durchgeführt.

Wenn ein Stab um einen gewissen Betrag gedehnt wird, dann wieder auf 550° erhitzt und von neuem gedehnt wird, so haben wir den normalen Fall vor uns, bei dem allein die letzte Verformung als wirksam angesehen wird. Fällt dagegen die Zwischenglühung fort, so ist die Rekristallisation von der Summe beider Verformungen abhängig.

Was geschieht nun, wenn für die Zwischenglühung eine tiefere Temperatur gewählt wird?

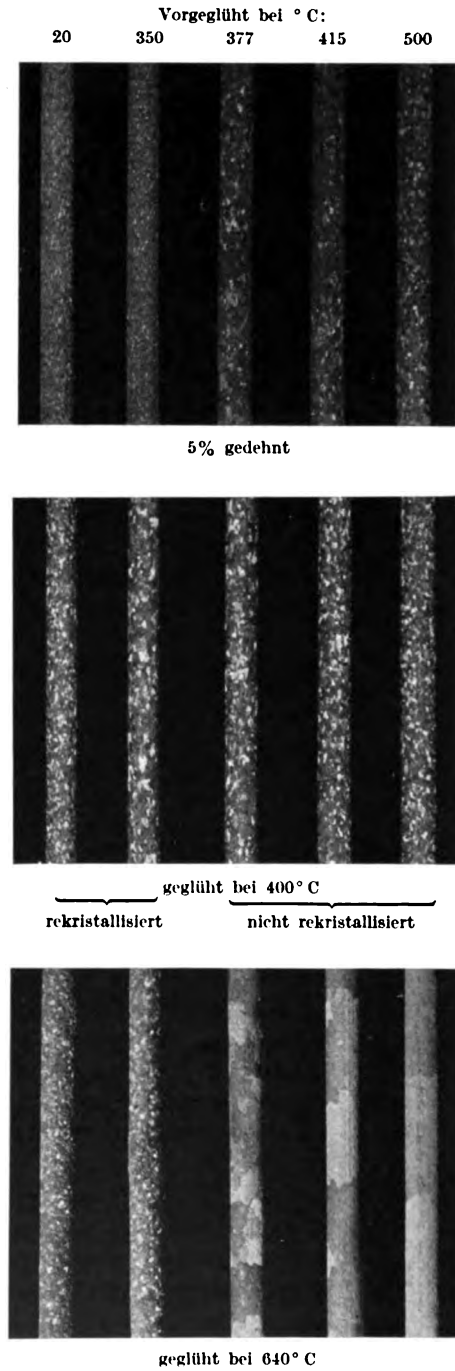


Abb. 4 bis 6. Einfluß von Zwischenglühungen bei verschiedenen Temperaturen auf die Rekristallisation von Aluminium. (1,8fach vergr.)

Von vornherein ist hierbei zu beachten, daß diese Temperatur entweder so hoch gewählt werden kann, daß die Rekristallisation abgeschlossen ist, d. h. durchweg neue Kristalle entstanden sind. Die Wahl einer höheren Temperatur hat dann nach Abb. 4 äußerlich keine wesentlichen Gefügeänderungen mehr zur Folge. Ist das Korn, wie im vorliegenden Falle, einigermaßen grob, so tritt selbst bei sehr hohen Glühtemperaturen kaum noch merkliche Sammelkristallisation ein. Den-

Digitized by Google

noch zeigt Abb. 6, daß nach erneuter Dehnung die niedriger geglühten Stäbe anders als die hochgeglühten rekristallisieren. Die Korngröße wächst mit der Temperatur der Vorglühung an. Die Rekristallisationstemperatur der Stäbe ist dagegen nicht nachweislich verschieden (Tabelle 2). Der Korngröße nach (Tabelle 1) hätte der bei 367° vorgeglühte Stab bei etwa 450° rekristallisiert sein können.

Die Temperatur der Vorglühung kann aber auch so niedrig gewählt werden, daß eine Rekristallisation mit den bisherigen Hilfsmitteln nicht nachweisbar ist, obwohl schon eine deutliche Glühwirkung auf den mechanischen Widerstand, eine Entfestigung, eingetreten ist[1]. Dieser Abfall betrug im vorliegenden Falle (Tabelle 2) (gemessen an der Spannung, die für 5% Dehnung erforderlich war) bei 350° etwa die Hälfte der gesamten Entfestigung, d. h. des Unterschiedes zwischen der Spannung bei ungeglühten und bei rekristallisierten Proben. Dabei lag die Temperatur mit 350° nur 17° tiefer als die Temperatur bei den ersten vollständig rekristallisierten und entfestigten Proben. Der Stab rekristallisierte jedoch, wie Tabelle 2 und Abb. 5 zeigen, fast so, wie wenn eine Zwischenglühung überhaupt nicht vorgenommen worden wäre. Vielleicht ist das Korn etwas gröber, die Rekristallisationsgrenze etwas höher als beim Stabe ohne Zwischenglühung; dieser Unterschied entspricht aber höchstens einer Entfestigung von vielleicht $^1/_{20}$ bis $^1/_{10}$ der gesamten möglichen Entfestigung.

[1] G. Sachs und E. Schiebold: Z. Metallkunde Bd. 17, S. 400—402. 1925; R. Karnop und G. Sachs: a. a. O.

Aus diesen Versuchen muß geschlossen werden, daß die eigentliche Ursache der Rekristallisation, der „Rekristallisationszwang", vor seiner Auslösung durch eine Zwischenglühung nur wenig beeinflußt wird. Mit der Rekristallisation tritt dann die hauptsächliche Auslösung dieses Zwanges ein; es bleiben aber noch Reste davon zurück, die erst mit steigender Glühtemperatur allmählich beseitigt werden. Dieser Restzwang äußert sich aber merkwürdigerweise nur in der Korngröße, nicht aber in der Rekristallisationstemperatur.

Gleichzeitig beweisen diese Versuche, daß eine Entfestigung wirklich ohne Rekristallisation vor sich gehen kann (Erholung)[1].

B. Rekristallisation nach wechselnder Beanspruchung.

Die Wirkung mehrerer aufeinanderfolgender Verformungen verschiedener Art und Richtung auf die Verfestigung und Rekristallisation ist keineswegs die gleiche

[1] Man könnte noch einwenden, daß die ersten Stadien der Rekristallisation ein Kornzerfall sind, wodurch ein äußerst feinkörniges Gefüge entstehen würde, dessen Existenz nicht nachweisbar ist. Es ist aber dann nicht einzusehen, weshalb ein solches Haufwerk sich fast genau so verhalten soll wie das Material ohne Zwischenglühung. Daß beim Anlassen zunächst eine Art Kornzerfall eintritt, wird ja wahrscheinlich gemacht durch die röntgenographisch nachweisbare Ausglättung des Gitters ohne äußere Orientierungseffekte (Frhr. v. Göler und G. Sachs: Z. Metallkunde Bd. 19, S. 410 bis 411. 1927). Dieser Vorgang ist aber nach den vorliegenden Versuchen von der eigentlichen Rekristallisation durchaus zu trennen und für diese offenbar von untergeordneter Bedeutung.

Tabelle 1. Rekristallisation von Stäben verschiedener Korngröße.

Vorbehandlung	Dehnung:	3%	6%	12%	18%	25%
Gezogen und geglüht 550°, 1 Stunde (etwa 100 Kristalle auf 1 cm Länge)	Spannung	7,9 kg/mm²	10,9 kg/mm²	13,7 kg/mm²	15,4 kg/mm²	16,7 kg/mm²
	Rekristallisation	475° — 500° +$^1/_2$ 525° +	425° — 450° +	375° — 400° +$^3/_4$ 425° +	350° — 375° +	325° — 350° +
	Korngröße	$^1/_4$ bis $^1/_6$ · 1/cm	$^1/_2$ · 1/cm	5 bis 6 · 1/cm	12 · 1/cm	30 · 1/cm
20% gedehnt und geglüht 550°, 1 Stunde (etwa 20 Kristalle auf 1 cm Länge)	Spannung	7,5 kg/mm²	10,3 kg/mm²	13,2 kg/mm²	14,7 kg/mm²	15,8 kg/mm²
	Rekristallisation	650° —	500° — 525° +$^3/_4$ 550° +	425° — 450° +[1]	375° — 400° +[1]	350° — 375° +[1]
	Korngröße		$^1/_2$ bis 1 · 1/cm	10 bis 12 · 1/cm	15 · 1/cm	15 bis 18 · 1/cm
10% gedehnt und geglüht 550°, 1 Stunde (3 bis 4 Kristalle auf 1 cm Länge)	Spannung	6,1 kg/mm²	7,6 kg/mm²	9,8 kg/mm²	10,4 kg/mm² [2]	
	Rekristallisation	650° —	525° — 550° +$^3/_4$	425° — 450° +$^1/_2$ 475° +	425° — 450° +	
	Korngröße	durchweg 5 bis 7 Kristalle auf 1 cm				

Es bedeutet: — nicht rekristallisiert; + rekristallisiert; +$^1/_2$ zur Hälfte rekristallisiert.

Tabelle 2. Rekristallisation von Stäben nach verschiedener Vorglühung.

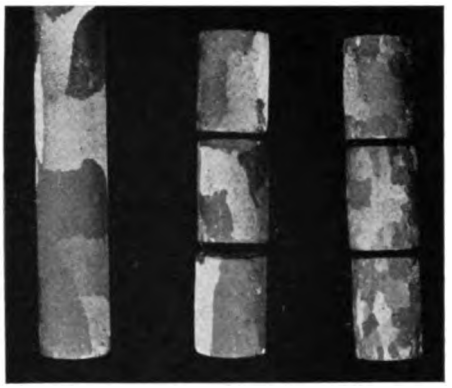
Behandlung	Vorglühung:	Ungeglüht	350°	367°	415°	500°
Gezogen; 500°, 1 Std. geglüht; 20% gedehnt	Spannung	15,5 kg/mm²	12,3 kg/mm²	8,8 kg/mm²	8,9 kg/mm²	9,5 kg/mm²
Geglüht bei verschiedener Temperatur, $^1/_2$ Std.; 5% gedehnt	Rekristallisation	345° — 365° +	345° — 365° +$^1/_2$ 400° +	550° — 600° +[3] 640° +	550° — 600° +[4] 640° +	550° — 600° +[1] 640° +

Es bedeutet: — nicht rekristallisiert; + rekristallisiert; +$^1/_2$ zur Hälfte rekristallisiert.

[1] Kleine Kristalle an der Oberfläche. [2] 15 bis 16% gedehnt.
[3] Kleine Kristalle an der Oberfläche. [4] Viele kleine Kristalle an der Oberfläche.

Digitized by Google

wie die von zwei gleichartigen Verformungen derselben Größe. Die Verfestigung fällt im letzteren Falle stets höher aus[1], und der Rekristallisationszwang wird sogar



5% gedehnt | 5% gestaucht | 5% gedehnt +5% gestaucht

Rekristallisiert bei: 470° C | 470° C | 510° C

Abb. 7. Einfluß von wechselnder Beanspruchung auf die Rekristallisation. (Nat. Größe.)

bei tordierten Aluminiumkristallen durch Retorsion in die Ausgangslage verringert[2].

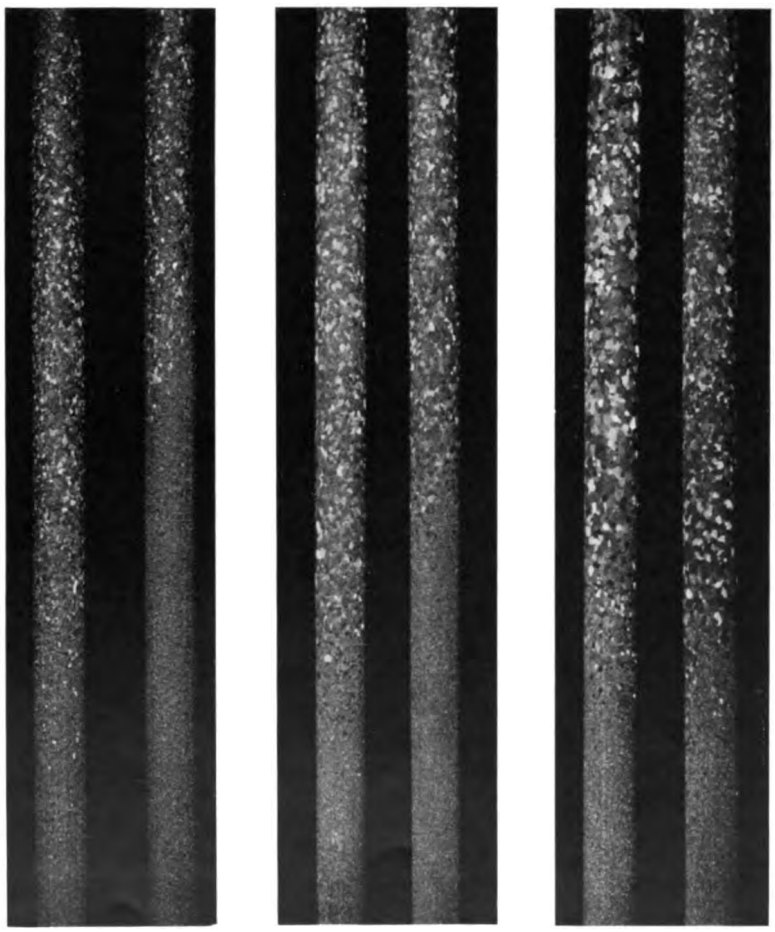
Es lag nun nahe, auch festzustellen, wie sich ein Probekörper bei einer Stauchung verhält, die auf eine gleich große Dehnung folgt. Es handelt sich also dabei um Verformungen, die äußerlich stets gleichmäßig über den ganzen Körper verteilt sind[1]. Ein tordierter und ein retordierter Kristall unterscheiden sich dagegen schon äußerlich stark darin, daß im tordierten Kristall das Gitter verkrümmt ist und an jeder Stelle des Stabes eine andere Lage hat, im retordierten dagegen äußerlich wieder parallel gerichtet ist.

Einige Proben wurden um 5% gedehnt, andere um 5% gestaucht und die gedehnten ebenfalls um 5% gestaucht. Die zum Dehnen und Stauchen des Ausgangsmaterials um 5%[2] erforderliche Spannung betrug etwa 6,2 kg/mm², die zum Stauchen des vorgedehnten um 5% 6,7 kg/mm². Die zusätzliche Verfestigung durch das Stauchen nach dem Dehnen ist also rund 8% und damit etwa halb so groß wie bei zusätzlicher Dehnung um den gleichen Betrag bzw. Stauchung von 5 auf 10% (7,2 kg-mm²).

Beim Ausglühen unter stufenweise um je 20° ($^1/_2$ St.) steigender Glühtemperatur waren die gedehnten und gestauchten Körper bei 450° zu einem großen Teile und bei 470° fast ganz rekristallisiert. Die nach dem Dehnen zurückgestauchten Körper waren dagegen bei 490° nur an einigen kleinen Stellen, und erst bei 510° zu einem großen Teile rekristallisiert. Bei Rückbildung einer Verformung wird also die Rekristallisationstemperatur stark heraufgesetzt, im vorliegenden Falle um etwa 50°.

Dabei waren aber nach Abb. 7 die Kristalle bei diesen Proben im Durchschnitt erheblich kleiner als bei den in einer Richtung verformten.

Auch bei dieser Versuchsreihe zeigt sich also, daß die Rekristallisationstemperatur durch Wechsel der Beanspruchungsrichtung im anderen Sinne beeinflußt wird als die Korngröße. Diese beiden Kennzeichen für einen Rekristallisationszwang sind also keineswegs gleichwertig.



Belastung: 0 | 0,5 kg mm² | 0 | 0,4 kg/mm² | 0 | 0
Dehnung: | 25% | | 20% | | 20%
Temperatur in Bildmitte: | ≈ 400° C | | ≈ 407° C | | ≈ 470° C

Abb. 8 bis 10. Einfluß von Belastungen während der Rekristallisation (1,5 fach vergr.).

[1] G. Sachs und E. Schiebold: Z. V. d. I. Bd. 69, S. 1557 bis 1561 und 1601—1604. 1925; G. Sachs: Ebenda Bd. 71, S. 1511—1516. 1927.

[2] G. Sachs: Z. Metallkunde Bd. 18, S. 209—212. 1926.

[1] Die Probekörper beim Stauchen hatten 10 mm Durchmesser und 15 mm Höhe. Durch das Schmieren bei stufenweiser Belastung konnten die Probekörper einigermaßen zylindrisch gehalten werden. Die Rekristallisation war jedoch noch etwas unregelmäßig und bevorzugte gewisse Längszonen der Probekörper.

[2] Die genauen Zahlen waren 5,0% Höhenverminderung beim Stauchen und $\frac{5,0}{0,95} = 5,3\%$ Verlängerung = 5,0% Querschnittsverminderung beim Dehnen. Bei den gedehnten und gestauchten Körpern wurde also genau die ursprüngliche Höhe wiederhergestellt.

Digitized by Google

C. Einfluß von Belastungen bei der Rekristallisation[1].

Eine weitere, bisher nicht beantwortbare Frage ist die nach dem Einfluß von Belastungen während der Rekristallisation.

Zu diesem Zwecke wurde eine Anzahl Proben um 20 bzw. 25% gedehnt und nebeneinander eine belastete und eine unbelastete Probe in einem Ofen erhitzt. Der Ofen hatte von oben nach unten ein nicht unerhebliches Temperaturgefälle, so daß bei den in Frage kommenden Temperaturen die Proben am oberen Ende bis zu einer bestimmten Stelle im Ofen herab rekristallisierten. Durch Messungen bei verschiedenen Temperaturen ergab sich das Temperaturgefälle in der Mittelzone des Ofens zu etwa 3° auf 1 cm. Die angegebenen Temperaturen beziehen sich auf die Meßstelle, die in halber Höhe des Ofens dicht an der Wandung des Porzellanrohres lag. Erfahrungsgemäß ist die Temperatur in der Längsachse des Ofens etwas geringer, besonders wenn, wie hier, eine gute Abdichtung nicht möglich ist. Bei den vorliegenden Versuchen kommt es auf die tatsächliche Höhe der Temperatur, die Zeitdauer der Glühung usw. nicht an, da Proben unter ganz gleichartigen Bedingungen miteinander verglichen sind. Wir haben somit eine Art Differentialverfahren gebraucht. Die in Abb. 8 bis 10 wiedergegebenen Versuche sind so geleitet, daß die Stäbe bis zur Mitte des Ofens rekristallisierten. Die Stäbe wurden etwa $^1/_4$ St. auf Temperatur gehalten.

Wie Abb. 8 bis 10 zeigen, rekristallisieren nun unter Belastung stehende Proben merklich später als unbelastete. Der Unterschied wächst mit zunehmender Belastung, und anscheinend schneller als diese. Eine Belastung von 0,5 kg/mm² hat eine Verschiebung der Grenze zwischen rekristallisiertem und nichtrekristallisiertem Bereich zur Folge (Abb. 8), die einer Heraufsetzung der Rekristallisationstemperatur um etwa 5° entspricht, eine Belastung von 0,4 kg/mm² eine Verschiebung um etwa 2°.

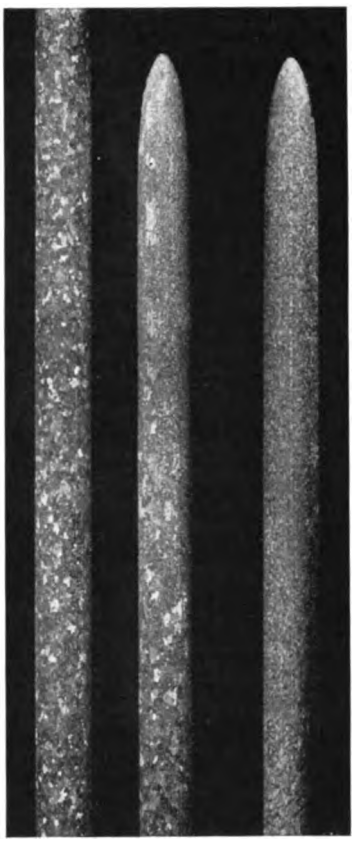
Diese Abhängigkeit von der Belastung legt den Schluß nahe, daß es sich hierbei nicht um eine unmittelbare Wirkung der Belastung, sondern um Wirkungen der dadurch hervorgerufenen Deformationen handelt. Bei den in Abb. 8 und 9 wiedergegebenen Proben konnten jedoch nur sehr geringe Verformungen eingetreten sein, die an der Grenze der Meßbarkeit lagen. Es wurde daher ein vorgedehnter Stab bei 390° nochmals um etwa 2 bis 3% (im fraglichen Bereich) gedehnt. Eine Rekristallisation war dabei nicht eingetreten. Die Folge war, wie Abb. 11 zeigt, eine so erhebliche Verminderung des Rekristallisationsvermögens, daß der Stab unter gleichen Bedingungen wie die anderen Stäbe überhaupt nicht rekristallisierte.

Besonders anschaulich zeigt sich noch die Verringerung des Rekristallisationsvermögens durch zusätzliche Verformungen bei höheren Temperaturen an einem bei 390° zerrissenen Stab in Abb. 12. Erhitzung auf 410° ($^1/_2$ St.) bringt den bei Raumtemperatur um 20% gedehnten Vergleichsstab vollkommen zur Rekristallisation, während der warm zerrissene Stab im stark gedehnten Teile nur längs einer Zone und in dem ganz stark warm verformten Fließkegel rekristallisiert. Der kältere und daher wenig gedehnte Teil rekristallisiert dagegen fast wie der andere Stab.

Dabei zeigt noch Abb. 12, daß auch die Korngröße durch zusätzliche Warmverformungen vergröbert wird[1].

20% kalt gedehnt | +2 bis 3% bei 390° C gedehnt

Abb. 11. Einfluß einer Warmdehnung auf die Rekristallisation. (Rekr. bei ∞ 410° C; 1,5fach vergr.)



20% kalt gedehnt | + zerrissen bei 390° C (2 Ansichten)

Abb. 12. Einfluß einer Warmdehnung auf die Rekristallisation. (Rekr. bei ∞ 415° C; 1,5fach vergr.)

Belastungen bei Temperaturen in der Nähe der Rekristallisationsgrenze haben also, soweit sie zu Verformungen führen, die Wirkung, daß dadurch der Rekristallisationszwang verringert wird. Dies äußert sich sowohl in einer Erhöhung der Rekristallisationstemperatur als auch einer Vergrößerung der neu entstehenden Kristalle. Dabei haben Warmverformungen für sich durchaus die Fähigkeit, eine Rekristallisation herbeizuführen, wenn auch in erheblich schwächerem Maße als Verformungen bei niedrigen Temperaturen[2].

Wieweit die hier neu gefundenen Gesetzmäßigkeiten allgemeine Bedeutung besitzen, bedarf noch einer näheren Untersuchung. Wenn sie auch nicht im Widerspruch zu irgendeiner Anschauung über die Rekristallisation stehen, so ist doch vorläufig keine Theorie vorhanden, die sie hätte voraussehen lassen. Man kann wohl sagen, daß die neuen Ergebnisse teilweise überraschend ausgefallen sind.

[1] Die Anregung zu diesen Versuchen verdanken wir früheren Erörterungen mit Herrn Professor W. v. Moellendorff.

[1] In Abb. 12 ist die Größe der neu entstandenen Kristalle schlecht zu erkennen, da sie noch teilweise mit kleinen Kristallen bedeckt sind.

[2] R. Karnop und G. Sachs: a. a. O.

Digitized by Google

Wichtig erscheint besonders die Feststellung, daß das bei einer bestimmten Temperatur rekristallisierende Material eine sehr verschiedene Korngröße besitzen kann. Der Rekristallisationszwang, den eine Verformung in einem Stoff hervorruft, ist also durch zwei Komponenten gekennzeichnet, von denen die eine den Beginn der Rekristallisation, die andere die Häufigkeit der Bildung neuer Kristallkeime bestimmt. Ein Bild, das diesen Forderungen gerecht wird, ist das einer Energieverteilung (Spannungsverteilung), die von Ort zu Ort nach statistischen Gesetzen in ihrer Größe wechselt und einerseits durch die Größe der Energiehäufungen, anderseits durch deren Verteilung gekennzeichnet ist[1].

Für die Unterstützung unserer Untersuchungen sind wir der Notgemeinschaft der Deutschen Wissenschaft zu besonderem Danke verpflichtet.

[1] Vgl. G. Masing: a. a. O.; G. Sachs: Mech. Technol. d. Metalle, S. 220, Leipzig 1925.

Zur Kenntnis der Streckgrenze von Stahl.

Von **W. Kuntze** und **G. Sachs**[1].

Der neue hochwertige Siliziumbaustahl[2] zeigt eine sehr ausgeprägte Streckgrenze, was daran erkenntlich ist, daß sowohl der Lastabfall als auch besonders das zackige, annähernd waagerecht verlaufende Schaubildgebiet von bedeutender Größenausdehnung ist. Wir haben daher diesen Werkstoff für besonders geeignet gehalten, den Verformungen, die bei Sichtbarwerden der Fließfiguren entstehen, genauer nachzugehen. Solche Untersuchungen liegen bisher noch nicht vor.

Fließfiguren und Geometrie der Verformung.

Es ist ja allgemein bekannt, daß das einsetzende starke Fließen meist an einer, bisweilen auch an mehreren Stellen der Staboberfläche Zeichnungen hervorbringt, die sich dann schnell über den Stab ausbreiten.

Abb. 1 und 2. Fließfiguren an einem Zugstab aus Siliziumstahl (Vorder- und Rückseite).

Diese Fließfiguren sind Oberflächenspuren von Fließvorgängen, bei denen sich Werkstoffschichten gegeneinander verschieben. Sie bilden oft eigenartige regelmäßige Zeichnungen, Abb. 1 und 2, die sich als Durchkreuzungen zeitlich aufeinanderfolgender Abschiebungen, die unter etwa 50° zur Achse vor sich gehen, deuten lassen. Wegen der Ungleichmäßigkeit des technischen Materials in verschiedenen Richtungen[3] bevorzugen dabei die Abschiebungen oft, wie Abb. 1 und 2 zeigen, gewisse Lagen im Werkstoff, geben also in verschiedenen Ansichten ein wechselndes Bild.

Diese Fließfiguren entsprechen nun einem einschnürartigen Einbruch des Werkstoffes, der sich, wie die im folgenden beschriebenen Versuche zeigen, bei annähernd gleichbleibender Last nach und nach über den ganzen Stab ausbreitet. Ist der Stab infolgedessen wieder gleichmäßig geworden, so tritt mit steigender Last eine sich gleichzeitig über den ganzen Stab ausstreckende gleichmäßige Dehnung ein, in der sich allmählich die Stelle der endgültigen Brucheinschnürung bemerkbar macht.

Dieser Normalfall, in Abb. 3 bis 6 veranschaulicht, ist an die Bedingung geknüpft, daß das Schaubild eine waagerechte Strecke aufweist, Abb. 4. In dem vorliegenden Falle brach der Stab bei Erreichung der Streckgrenze an dem einen Ende um 1,2% des Durchmessers zusammen, der Querschnitt verjüngte sich also um 2,5%, Abb. 3. Da der Werkstoff sehr gleichmäßig war, verjüngte sich dann bei fortschreitender Dehnung der restliche Stab unter annähernd gleicher Last überall um den gleichen Betrag, Längsprofile 1 bis 7, Abb. 3. Nachdem dieser Vorgang abgeschlossen war, stieg die Last sofort an, Abb. 4. Die Länge der Waagerechten im Schaubild, d. i. die Größe der Dehnung während annähernd gleichbleibender Last, entspricht also der Größe des ersten Einbruchs, aus dessen Tiefe sie sich dadurch leicht berechnen läßt, daß das Volumen während der Dehnung praktisch erhalten bleibt. Abb. 5 und 6 zeigen den weiteren Verlauf der Kräfte und Formänderungen bis zum Bruch, der sich in der Mitte des Stabes ausbildet.

Den Einbruch bei einem Flachstab ohne verbreiterte Köpfe veranschaulicht Abb. 7, in der die Längsprofile in der Dicken- und Breitenrichtung nach 1,5% Dehnung aufgezeichnet sind. Man erkennt Einbrüche, die an beiden Stabenden begonnen haben. Die Verhältnisse liegen sonst ähnlich wie beim Rundstab; nur ist in der Dickenabmessung der Einbruch verhältnismäßig größer als in der Breitenabmessung[1].

Auch bei Elektrolyteisen, das eine wesentlich kürzere Waagerechte im Schaubild aufweist als der zuvor besprochene Siliziumstahl, liegen die Verhältnisse ähnlich wie bei diesem, Abb. 8 und 9. Aus Abb. 8, für einen Rundstab, ersieht man, daß der Einbruch an beiden Enden begonnen hat (Profil 1) und dann der stehengebliebene mittlere Teil abgeböscht worden ist (Profil 2).

[1] Original: Z. V. d. I. Bd. 72, S. 1011. 1928.
[2] Siehe ebenda, S. 918.
[3] W. Kuntze und G. Sachs: Stahleisen Bd. 47, S. 219. 1927.

[1] Vgl. W. Kuntze und G. Sachs: a. a. O.

Digitized by Google

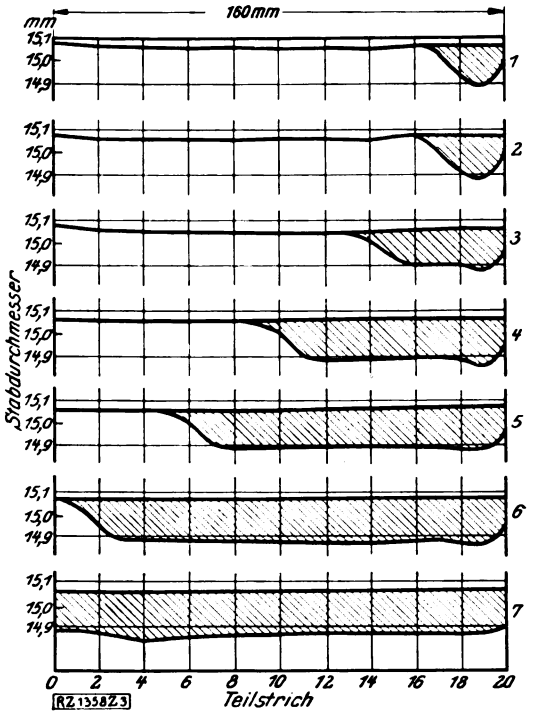


Abb. 3. Fortschreiten des Einbruches an der Streckgrenze. (Der Unterschied gegenüber dem ursprünglichen Stab ist schraffiert.)

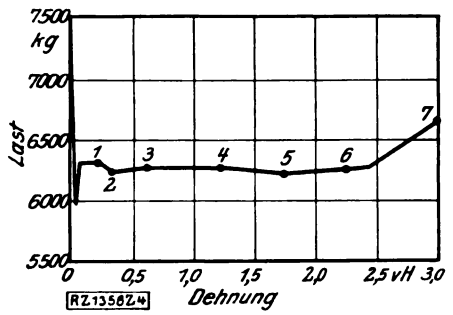


Abb. 4. Teilbild des Last-Dehnungs-Schaubildes (zu Abb. 3).

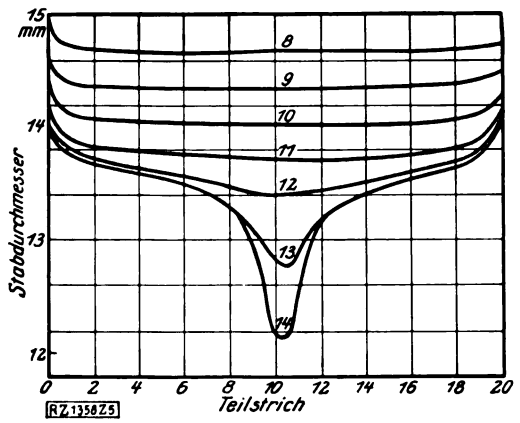


Abb. 5. Ausbildung der Brucheinschnürung.

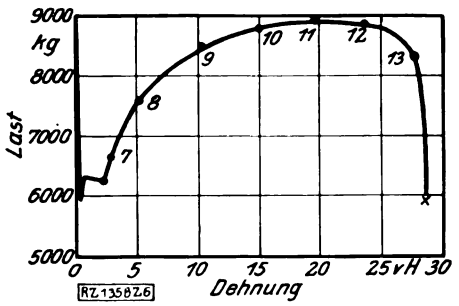


Abb. 6. Last-Dehnungs-Schaubild.

Abb. 3 bis 6. Profile eines Rundstabes aus Siliziumstahl nach verschiedenen Dehnungen.

Das Längsprofil des Stabes war danach und auch bei etwas weiter fortgeschrittener Dehnung (Profile 3 und 4) ganz ähnlich dem ursprünglichen Profil, so daß also die

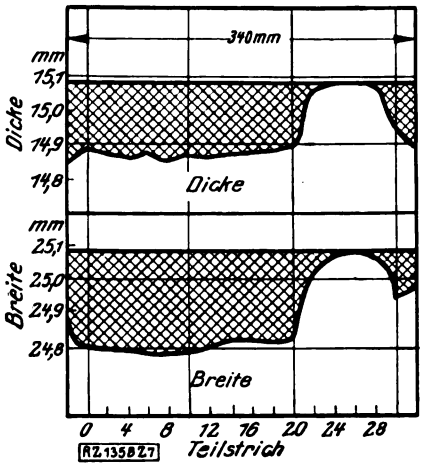


Abb. 7. Einbruch bei einem Flachstab aus Siliziumstahl ohne Stabköpfe.

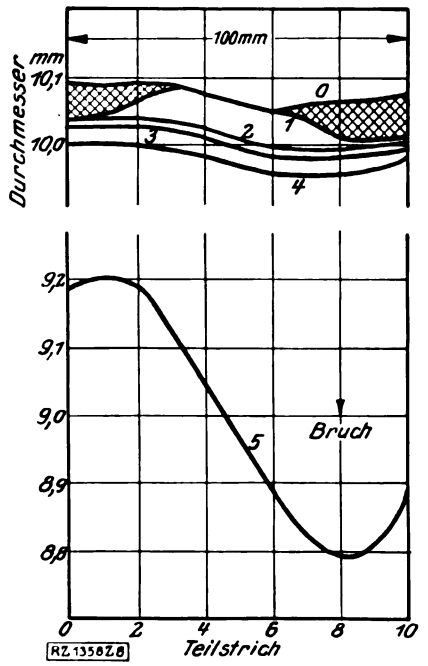


Abb. 8. Längsprofile eines Rundstabes aus Elektrolyteisen nach verschiedenen Dehnungen.

Verjüngungen der einzelnen Querschnitte sehr gleich ausfielen, wenn auch die Gestalt des Stabes etwas unregelmäßig war (vgl. auch Abb. 16).

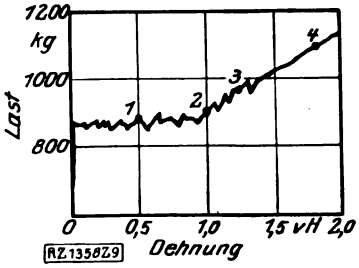


Abb. 9. Last-Dehnungs-Schaubild eines Stabes aus Elektrolyteisen (zu Abb. 8).

Die Gleichmäßigkeit eines Werkstoffes prägt sich, wie Abb. 3 bis 6 gezeigt haben, im Profilbild des gedehnten Stabes scharf aus. Und ebenso ungleichmäßig, wie der Stab in Abb. 10 sich mit fortschreitender Dehnung abböschte (Profile 1 bis 4), veränderte sich auch dabei die jeweilige Last. Und zwar zeigte es sich, daß bei verhältnismäßig tiefen und steilen Einbrüchen die Last höher war als bei flachen und weniger tiefen Böschungen, Abb. 11.

Digitized by Google

Schließlich sind noch in Abb. 12 bis 15 Beispiele für Stoffe mit wenig ausgesprochener Streckgrenze gegeben. In Abb. 12 sind Einbrüche an beiden Enden, sowie eine Waagerechte im Schaubild, Abb. 13, nur noch andeutungsweise zu erkennen. Bei dem in Abb. 14 wiedergegebenen Stab konnten weder eine Waagerechte noch der Stab wieder zylindrisch und äußerlich unverletzt war, ergaben ebenfalls den Einbruch in der Mitte des Stabes. Dieser ist also von der gekörnten Stelle bestimmt. Dabei wies aber die Last eine Überhöhung von einmal 15%, das andere Mal 13% auf, die ein wenig geringer ist als die Überhöhung beim ursprünglichen

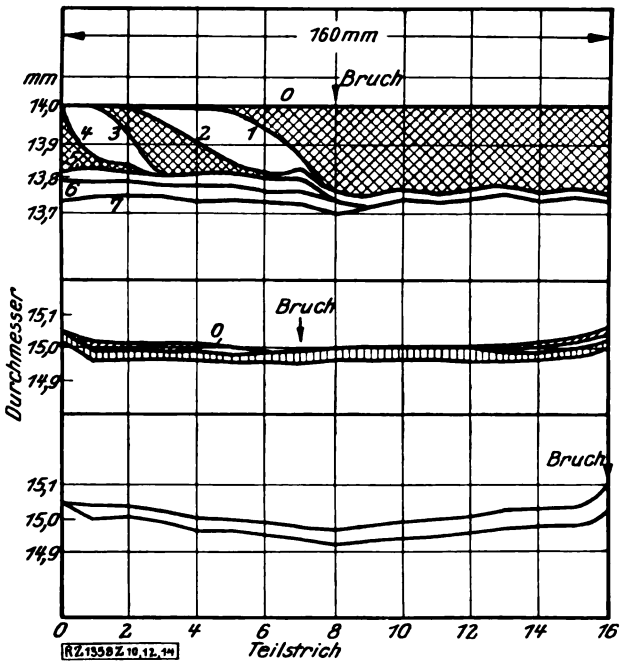


Abb. 10, 12, 14.

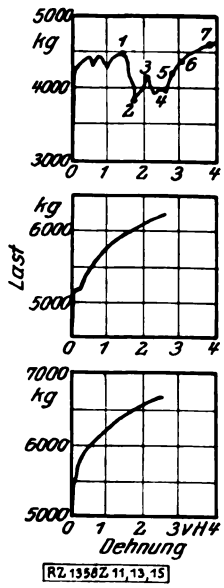


Abb. 11, 13, 15.

Abb. 10 bis 15. Längsprofile und Last-Dehnungs-Schaubilder verschiedener ungleichmäßiger Stähle.

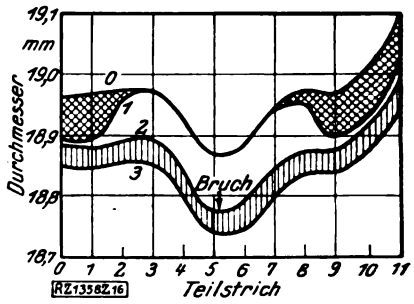


Abb. 16. Längsprofile eines ungleichmäßig bearbeiteten Rundstabes mit langem Stabkopfübergang (C-Stahl).

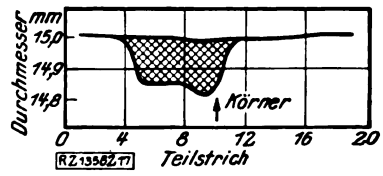


Abb. 17. Einbruch bei einem in der Mitte gekörnten Rundstabe mit Gewindeköpfen (Si-Stahl).

Einbrüche durch Messungen festgestellt werden, obwohl ein Knick im Schaubild noch sichtbar ist. Die Ungleichmäßigkeit dieses Stabes drückt sich darin aus, daß sich das Profil nicht wie in Abb. 3 parallel verschiebt, sondern von vornherein mit allmählichem Übergang nach dem einen Stabende zu stärker dehnt. Hier bildete sich dann auch der endgültige Bruch aus.

Einfluß der Stabbearbeitung.

In der Regel liegt die Stelle des ersten Einbruchs in der Nähe der einen Einspannung. Die Verringerung des Durchmessers in der Mitte, die öfters entsprechend Abb. 16 bei der üblichen Bearbeitung von Stäben eintritt, reicht meist nicht aus, um die Einbruchstelle in die Mitte des Stabes zu verlegen. Der Einfluß der Einspannung, sei es der Keile, sei es des Überganges zum Stabkopf, ist eben stärker; dagegen bestimmen solche Schwankungen des Durchmessers meist die Lage des endgültigen Bruches.

Durch eine genügende Schwächung des Querschnittes an irgendeiner Stelle des Stabes läßt sich natürlich der erste Einbruch an dieser Stelle erzwingen. Ebenso geht, wenn eine Stelle des Stabes durch Körnerschläge verletzt ist, nun der Einbruch, wie Abb. 17 zeigt, von dieser Stelle aus. Bei diesem Versuch lag die Last an der Streckgrenze, die beim ungekörnten Stabe 15,6% über dem Gebiete gleichbleibender Last (Waagerechte) gelegen hatte, nur 2% über diesem. Zwei weitere Versuche, bei denen der Stab so weit abgedreht wurde, daß die eingekörnten Stellen verschwunden waren, so daß Stab, 15,6%. Durch Andrehen eines schlankeren Überganges zum Stabkopf ließ sich die Überhöhung des nicht gekörnten Stabes noch auf 21% steigern.

Einfluß des Alterns.

Zur Vervollständigung der Beobachtungen wurde noch in zwei Fällen der Einfluß des Alterns auf angereckte Stäbe verfolgt. In Abb. 18 ist die Profiländerung eines Rundstabes wiedergegeben, der zunächst entsprechend Profil 1 vorgereckt wurde. Der Stab wurde dann bei 100° 7 St. geglüht, wodurch (ähnlich wie durch langes Lagern bei gewöhnlicher Temperatur) der verformte Werkstoff altert und dadurch härter und spröder wird. Bei erneuter Belastung schreitet die Verformung jedoch so weiter, als ob keine Behandlung eingeschaltet wurde, Profile 2 und 3. Was jedoch die Last anbetrifft, so ist jetzt wieder eine Überhöhung vorhanden von etwa 6% gegenüber 25% im ursprünglichen Zustand. Dann geht die Last annähernd auf den Wert der ursprünglichen Waagerechten herab. Der verformte Werkstoff ist also durch Tempern nicht geändert worden. Mit steigender Belastung dehnt sich dann die nicht gealterte Stabhälfte gleichmäßig weiter, Profile 4 und 5. Bei einer bestimmten Last entsteht ein neues Abböschen, Profil 5, im gealterten Gebiet. Dabei tritt auch wieder ein geringer Lastabfall ein, 2,6%, mit neuer kleiner Waagerechten, Abb. 19, Punkt 5. Im weiteren Verlauf der Dehnung eilt dann stets die Verjüngung des vor dem Altern unverformten Stabteiles derjenigen des gealterten voraus, Profile 6 und 7, und dort bildet sich auch später die Brucheinschnürung aus.

Digitized by Google

Das Wesen des Vorganges wird, wie Abb. 20 veranschaulicht, durch ein Abdrehen des Stabes vor oder nach dem Altern nicht geändert. Nicht anders verläuft

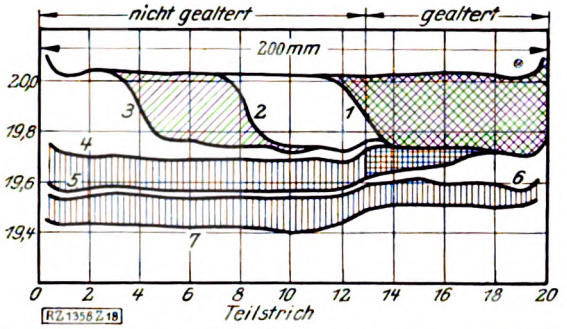


Abb. 18. Längsprofile eines angereckten und gealterten Rundstabes (Si-Stahl).

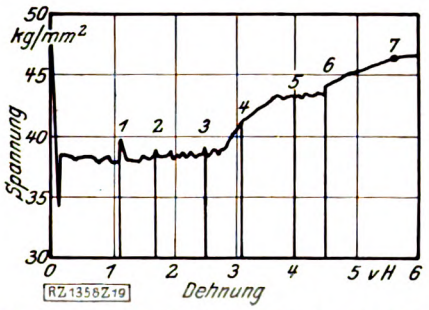


Abb. 19. Spannung-Dehnungs-Schaubild (zu Abb. 18).

auch die Verformung, wenn nur abgedreht und nicht getempert wird, Profile 1, 1a und 2. Auch in diesem Falle bricht der Werkstoff des vorher unverformten Stabteiles dort ein, wo die vorherige Reckung ihr Ende erreicht hatte. Das gleiche Bild wiederholt sich nach nochmaligem

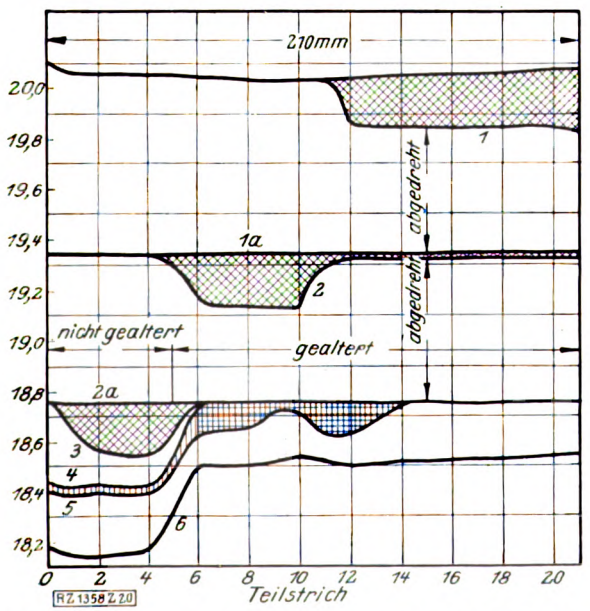


Abb. 20. Längsprofile eines mehrfach angereckten und abgedrehten sowie gealterten Rundstabes (Si-Stahl).

Abdrehen und Altern, Profile 2, 2a und 3. In den Kraftverhältnissen ist nur insofern ein geringer Unterschied festzustellen, als die Überhöhung nach dem Altern des gereckten Teiles beim Weiterdrehen des nicht gealterten Teiles 6,3% ausmachte, gegenüber 3,8% bei nur abgedrehtem Stabe (und 18% beim ursprünglichen). Das nun folgende weitere Recken zeigt in Übereinstimmung mit dem vorherigen Versuch zunächst gleichmäßiges Dehnen der nicht gealterten Stabhälfte, Profil 4, und dann wieder Einbrüche — diesmal an zwei Stellen — im

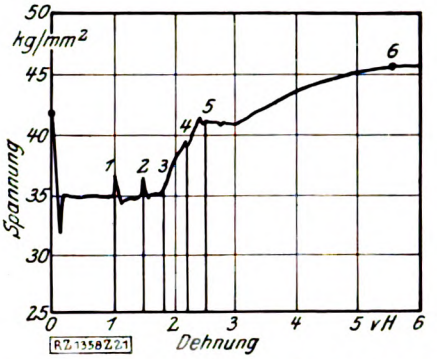


Abb. 21. Spannung-Dehnungs-Schaubild (zu Abb. 20).

gealterten Stabteil, Profil 5, verbunden mit einem Lastabfall von 1% und einer neuen Waagerechten im Schaubild, Abb. 21 bei 5.

Wesen des Zusammenbruches an der Streckgrenze.

Überblickt man die Versuchsergebnisse, so drängt sich zwingend der Eindruck auf, daß hier wichtige Merkmale eines spröden Bruches vorliegen. Während der Bruchfließkegel sich in der Regel an der ursprünglich weichsten oder dünnsten Stelle des Stabes ausbildet, entsteht der Einbruch an der Streckgrenze — ebenso wie der Bruch eines spröden Werkstoffes — bei einem einwandfreien Probestab fast immer am Stabkopfe[1]. Nach Martens[2] verhindert ein Stabkopf die Querzusammenziehung und erzeugt mithin für einen bildsamen Stoff größere Festigkeitswerte als im freien Stabteil, wo bei ungehinderter Querdehnung der Stab reißen muß. Ein spröder Stoff hingegen weist diese Überlegenheit der Stabköpfe nicht auf, weil er zu geringes oder kein Dehnungsvermögen hat; er wird deshalb infolge ungleichmäßiger Spannungsverteilung an der Einspannung reißen. Verletzungen bestimmen bei spröden Stoffen ebenfalls die Lage des Bruches.

[1] Im Gegensatz zu Stahl dehnt sich ein Stoff, der wie Kupfer keine ausgesprochene Streckgrenze hat, von Beginn der Belastung an nahezu gleichmäßig über seine ganze Länge Der in Abb. 22 aufgezeichnete Verlauf des Versuches an einem Kupferstab ist besonders noch dadurch bemerkenswert, daß die geringen Ungleichmäßigkeiten des an sich sehr guten Werkstoffes (Elektrolytkupfer 99,84% Kupfer mit gleichmäßiger Oxydulverteilung) sich bei der Dehnung im Stabprofil in wachsendem Maß ausprägen, Profile 1 bis 4. Der Stab besteht also sozusagen aus weicheren und härteren Querschnitten. Die weicheren eilen der Verformung voraus, bis sie durch die fortschreitende Verfestigung die gleiche Last tragen können wie die härteren. Und zwar müssen sie nun härter sein als die ursprünglich härteren, da die Verfestigung ja auch die stärkere Querschnittsschwächung ausgleichen muß. Dies zeigt sich scharf nach dem Abdrehen des Stabes auf zylindrische Gestalt, Profil 4a. Weiteres Dehnen führt jetzt zu einem Profilbild 5, das nahezu ein Spiegelbild des vorangehenden Reliefs 4 ist, und werden die Versuche bis zum Bruch durchgeführt, so bestimmen die nunmehr schwächeren Stellen die Lage der Brucheinschnürungen, Profil 6.

[2] A. Martens: Handbuch der Materialienkunde, Abs. 103. Berlin 1898.

Digitized by Google

Beim weichen Stahl erfolgt also an der Streckgrenze oft ein Einbruch an einer durch äußere Umstände bestimmten Stelle und breitet sich dann über den ganzen Stab aus. Bei weiterem Recken treten neue Einbrüche,

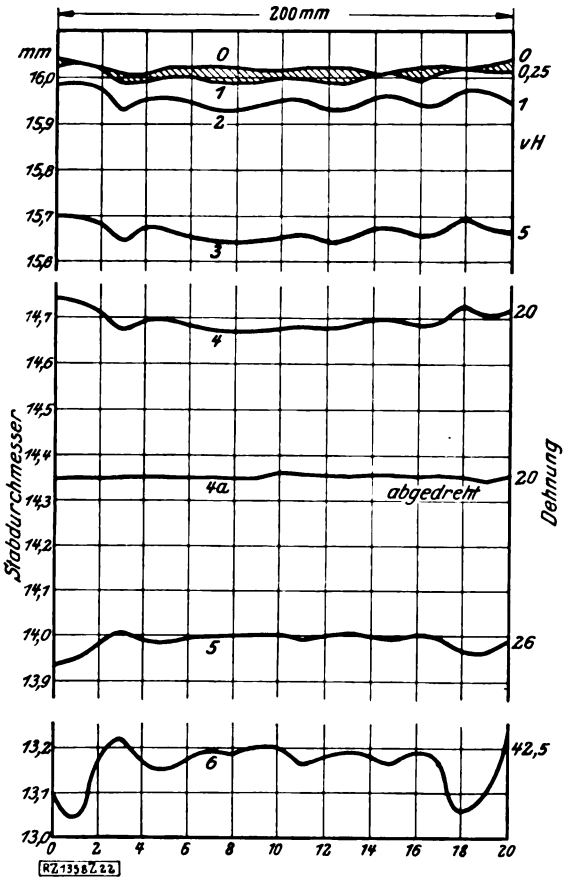


Abb. 22. Längsprofil eines Kupferstabes nach verschiedenen Dehnungen.

wie wir gesehen haben, nicht wieder auf. Wird jedoch der angereckte Stab bei niedriger Temperatur gealtert, so hat der verformte Stabteil die Fähigkeit wiedergewonnen, Einbrüche zu erzeugen. Nach unsern Versuchen ist nach siebenstündigem Tempern bei 100° die Tiefe der Einbrüche etwa halb so groß als die ursprüngliche. Mithin ist auch die neu im Schaubild auftretende Waagerechte etwa halb so lang wie die ursprüngliche. Dies deckt sich mit Beobachtungen von Ludwik[1], der die Alterung bei höherem Reckgrade im Gebiete des Lastanstieges verfolgt hat.

Die von Ludwik u. a. erwähnte Möglichkeit, das Auftreten der Streckgrenze durch Zementitbrüche im Stahl zu erklären, klingt auch nach diesen Feststellungen zunächst sehr wahrscheinlich. Allerdings ist es nach den gegenwärtigen Kenntnissen schwer vorstellbar, daß eine beträchtliche Ausheilung der Zementitbrüche bei den niedrigen Temperaturen des Alterns eintritt. Es bleibt die von Ludwik bevorzugte Vermutung zu erwägen, daß geringes Dehnen den Anstoß gibt zu einer Neuausscheidung von Zementit in disperser Form, da der Ferrit bei gewöhnlicher Temperatur an Kohlenstoff übersättigt ist[1]. Und schließlich könnte man daran denken, daß die bei der Abkühlung des Stahles von den üblichen Glühtemperaturen vor sich gehende Umwandlung des Austenits in die bei Raumtemperatur beständige Form nicht ganz vollständig abläuft und wiederum infolge der Dehnung die Weiterführung des Vorganges ausgelöst wird, wobei spröder Martensit entsteht. Es geht über den Rahmen unserer Arbeit hinaus, den Vorstellungen im einzelnen nachzugehen; jedenfalls stehen die angeführten Anschauungen nicht im Widerspruch mit der von uns gemachten Feststellung eines spröden Bruches.

Der Fließbeginn wird häufig als eine Verzugserscheinung angesehen[2]. Nach unserer Auffassung entsteht ein Verzug des Fließens durch die hohe Festigkeit eines spröden Bestandteiles. Betont sei, daß die wirkliche Streckgrenze durch die Festigkeit des spröden Stoffes auf einen hohen Wert festgelegt ist, der meist praktisch infolge der beschriebenen Störungen nicht erreicht wird. Es ist aber dann nicht angängig, den Mindestwert als physikalisch wahren Wert anzusehen und die Überhöhung als eine durch Verzug bewirkte Störung zu erklären.

Höhenlage der Streckgrenze im Schaubild.

Es bedarf noch einer kurzen zusammenfassenden Erörterung, welche Schlüsse aus den Lastbeobachtungen bei den Versuchen gezogen werden können. Die Verfolgung der geometrischen Vorgänge zeigt, daß bei einem gleichmäßigen Abbröckeln des Stabes die dazugehörige Kraft gleichbleibt, im Schaubild also als wirkliche Waagerechte in Erscheinung tritt, und daß dieses Schaubildgebiet stark zackig oder geneigt erscheint, wenn innerhalb der Stablänge der Werkstoff sich ändert. Dagegen kann der erste Einbruch durch eine wesentlich höhere Last eingeleitet werden, die bis zur vollständigen Abböschung nicht wieder erreicht wird. Auch wenn der Versuch für kurze Zeit unterbrochen war, stellt sich die unmittelbar vorher im waagerechten Gebiet wirksam gewesene Last ein. Nur durch Einschalten einer besonderen Behandlung tritt auch dann wieder wenigstens teilweise eine Überhöhung auf. Diese betrug sowohl beim Altern eines angeböschten Stabes, also mit ungleichmäßigem Längsprofil, als auch eines darauf auf genaue zylindrische Gestalt abgedrehten Stabes, als auch schließlich eines nach dem Abböschen nur abgedrehten Stabes (wobei aber eine Alterungswirkung wahrscheinlich ist) etwa 5% (6,6 und 4% gegenüber etwa 20% bei den ursprünglichen Stäben). Es findet also, wie schon erwähnt, teilweise eine Heilung statt.

Durch das Körnen der Stabmitte läßt sich daselbst ein Einbruch erzwingen und die Überhöhung kann völlig vernichtet werden. In unserem Falle betrug sie nur noch 2%. Durch Abdrehen auf zylindrische Gestalt nach vorangehender Körnung konnte wieder eine starke Überhöhung mit 13 und 15% hervorgerufen werden, wobei

[1] P. Ludwik und R. Scheu: Ber. Werkstoffausschuß des Vereines deutscher Eisenhüttenleute 1925; P. Ludwik: Z. V. d. I. Bd. 70, S. 379. 1926.

[1] G. Masing: Wiss. Ver. Siemens-Konzern Bd. 5, S. 188. 1927; G. Masing und L. Koch: Wiss. Ver. Siemens-Konzern Bd. 6, S. 202. 1927.

[2] E. Heyn: Metall Erz Bd. 15, S. 413. 1919; M. Moser: Ber. Werkstoffausschuß des Vereines deutscher Eisenhüttenleute 1926, Nr. 96; Forsch.-Arb. Ing. Heft 295, S. 74. 1927.

Digitized by Google

der Einbruch aber in der Mitte blieb. Der ursprüngliche Stab hatte bei einem kurzen abgerundeten Stabkopfübergang eine Überhöhung von 15,6%; durch Andrehen eines langen allmählichen Stabkopfüberganges konnte eine Überhöhung von 21% hergestellt werden. Das Abbröckeln ging in allen Fällen bei annähernd gleicher Last vor sich (Waagerechte), so daß nur die einleitende höhere Last (obere Streckgrenze) wechselte.

Wir können aus diesen Versuchen, die immer wieder mit demselben Stab nach vorangehendem Ausglühen vorgenommen wurden, schließen, daß die eigentliche Werkstoffestigkeit des Stahles durch den Wert der sogenannten oberen Streckgrenze angegeben wird. Es bleibt die Frage offen, wie hoch dieser Wert theoretisch liegt, da ja aus dem Schrifttum[1] bekannt und durch unsre Versuche, die noch durch eine Reihe nicht veröffentlichter ergänzt wurden, bestätigt ist, daß die obere Streckgrenze in starkem Maße von der Gestalt des Stabes beeinflußt wird. Was den Einfluß des Stabkopfes anbetrifft, so müßte sich, wie oben ausgeführt, bei einem plastischen Stoff infolge der gehinderten Querbewegungen ein zu hoher Wert, bei einem spröden Stoff, infolge der ungleichmäßigen Spannungsverteilung ein zu geringer Wert der Werkstoffestigkeit ergeben. Daß nur das letztere hier zutrifft, führt wieder zur Schlußfolgerung, daß das Auftreten der Streckgrenze auf dem Bruch eines spröden Bestandteiles beruht. Den theoretischen Höchstwert der Streckgrenze würde dann ein vollkommen zylindrischer gleichmäßig beanspruchter Stab haben, ein Fall, der aber praktisch unmöglich ist, da durch eine Einspannung die Gleichmäßigkeit der Spannungsverteilung vernichtet wird. Stäbe ohne Köpfe, die mit Keilen eingespannt sind, zeigen aus diesem Grunde stets eine starke Herabsetzung der oberen Streckgrenze. Dies gilt für Rundstäbe und für Flachstäbe. Verbreiterte Köpfe mildern auch bei Keileinspannung diese Wirkung.

Werkstoff und Probenentnahme.

Der zu den Versuchen verwendete Siliziumstahl stellt eine sehr günstige Unterlage für die Erkenntnisse etwaiger Gesetzmäßigkeiten dar, da Beeinflussungen der oberen Streckgrenze bis zu 27% beobachtet werden konnten. Bei andern Stahlsorten ist die Streckgrenze im allgemeinen weniger ausgesprochen; wir führen das darauf zurück, daß die Festigkeitsbeziehungen zwischen dem spröden und dem plastischen Bestandteil des Eisens verschieden sein können. Ein Versuch, durch Eingießen von Messingdraht in Zinn und von Stahldraht in Kupfer einen künstlichen Verbundstab herzustellen und die Überhöhung herbeizuführen, führte zu keinem befriedigenden Ergebnis.

Auch beim Siliziumstahl hängt die Überhöhung unter Ausschaltung von Störungen durch die Stabform von noch nicht erkannten gegenseitigen Veränderungen dieser beiden Faktoren, der Festigkeit des spröden und des plastischen Bestandteiles ab. Schon ein gereckter und alsdann unter Wärmebehandlung gealterter Siliziumstahl zeigt wohl eine Gesamterhöhung der Streckgrenze, aber auch bei günstigen Stabformen keine Überhöhung mehr. Bei Profilen geringer Walzdicke wurde dementsprechend verschiedentlich bei verhältnismäßig hoher Lage der Streckgrenze keine Überhöhung beobachtet.

Auch die Art der Probenentnahme ist von erheblichem Einfluß, da bei Entnahme von Flachstäben verschiedener Größe und aus verschiedenen Stellen von Profilen, wie aus Abb. 23 und 24 hervorgeht, stark schwankende Meßergebnisse festgestellt wurden. Dabei zeigte sich, daß nur die obere Streckgrenze Schwankungen unterworfen ist, wohingegen der Spannungswert während des fortschreitenden Einbruchs, der in den Abbildungen als untere Streckgrenze bezeichnet wird, unverändert blieb.

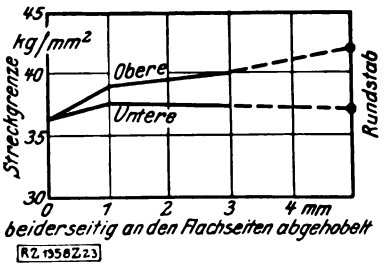


Abb. 23. Veränderung der Streckgrenze einer Vierkantstange (66 × 20) aus Siliziumstahl nach Bearbeitung zu Flachstäben und Rundstäben.

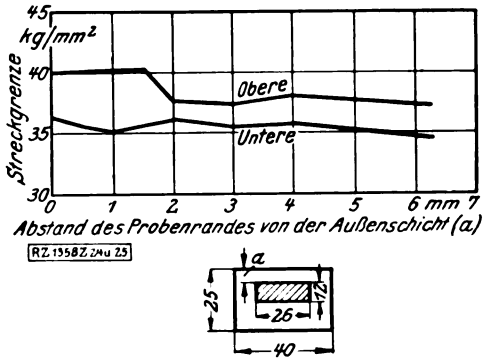


Abb. 24 und 25. Abhängigkeit der Streckgrenze eines Flachstabes von der Probenlage (Si-Stahl).

Versuchsgeschwindigkeit und Lastanzeige.

Schließlich ist noch darauf hinzuweisen, daß die Streckgrenze um so höher beobachtet worden ist[1], je größer die Belastungsgeschwindigkeit ist. Auch bei unserem Versuchswerkstoff, sowohl Siliziumstahl als auch weichem Stahl (Krupp WW), konnte bei schnellaufender Maschine $\sim$ 180 kg/mm²/min leicht eine Erhöhung von 10% gegenüber den Werten bei üblicher Versuchsgeschwindigkeit festgestellt werden.

Es liegt dabei der Einwand nahe, daß bei größerer Versuchsgeschwindigkeit die Lastanzeige an der Prüfmaschine infolge der Trägheit der sich bewegenden Maschinenmassen unrichtig wird. Dies dürfte besonders bei der Pendelwaage, die für unsere genaueren Versuche benutzt wurde, der Fall sein.

Um die Frage zu klären, wie weit die Spannungsanzeige der Maschine mit Pendelwaage die wirklichen Widerstandsverhältnisse im Probestab wiedergibt, führten wir folgende Versuche aus. Zwischen den Probestab und die Lastanzeige einer Maschine mit Neigungswaage wurde ein geeichter elastischer Kontrollstab geschaltet.

[1] C. Bach: Z. V. d. I. Bd. 48, S. 1040. 1904; Bd. 49, S. 615. 1905; F. Körber: Zwangl. Mitt. d. deutschen Verb. f. d. Materialprüf. d. Technik 1926. Nr. 8, S. 88.

[1] F. Körber: a. a. O.; E. H. Schulz und H. Buchholtz: Mitt. d. Versuchsanst. d. Ver. Stahlwerke Bd. 2, S. 1. 1926.

Digitized by Google

Bei schnellaufender Maschine (20 t/min), einer Geschwindigkeit, die der üblichen schnellen Zerreißgeschwindigkeit in der Praxis entsprechen möge, wurde die Lastanzeige mittels Spiegelablesungen am geeichten Stabe nachgeprüft. Unterhalb der Streckgrenze ergab sich für alle Lasten innerhalb der Meßablesegenauigkeit völlige Übereinstimmung. Die an der Lastanzeige abgelesene obere Streckgrenze lag 0,5% oberhalb des durch den Kontrollstab angegebenen Wertes. Diese Abweichung ist so gering, daß sie ebenfalls die Meßgenauigkeit nicht überschreitet.

Infolge des Zusammenbruches an der Streckgrenze geriet die Neigungswaage in starke Schwingungen, die sich in der mit ihr verbundenen Lastanzeige ausdrückten. Der Kontrollstab verzeichnete diese Schwingungen als Lastschwankungen überhaupt nicht; er machte nur in unverändert angespanntem Zustande die Schwingungen als solche mit. Die Spiegelablesung fiel vom Wert der oberen Streckgrenze ziemlich plötzlich auf einen unteren ab und verblieb dort einige Zeit auf einem wenig veränderlichen Wert, bis schließlich nach Aufhören der Schwingungen wieder Lastanzeige und Spiegelablesungen übereinstimmten. Der durch die Schwingungen hervorgerufene Mindestwert der Lastanzeige, wie er in Schaubildern oft auftritt, hat also keinerlei physikalische Bedeutung und zeichnet sich im Schaubild nur daher ab, daß beim Zusammenbruch an der oberen Streckgrenze der Gleichgewichtszustand zwischen der Anspannung der Prüfmaschine und dem inneren Widerstand des Werkstoffes für einen Augenblick gestört ist. Die Maschine entspannt sich und durch die Entlastungswege gewinnen ihre Massen Bewegungsenergie, die zwar die beweglichen Maschinenteile samt Stab in Schwingungen versetzen, aber im Stab selbst nicht die an der Lastanzeige sichtbaren Spannungsänderungen hervorzurufen brauchen. Die tiefste Entlastungsangabe liegt also unterhalb des wirklichen Widerstandes des Werkstoffes. Erst wenn die Schwingungen aufgehört haben und sich der Stab langsam weiterdehnt, gibt die Lastanzeige den richtigen Widerstand des Werkstoffes an.

Bei Maschinen mit Manometeranzeige sind die bewegten Massen verhältnismäßig gering; und dem entspricht, daß an solchen Maschinen Schwingungsstörungen im Schaubild kaum beobachtet werden. Bei Maschinen schließlich, bei denen die Lastanzeige besonders bedient werden muß, z. B. mit Laufgewichtswaage, tritt der Schwingungsabfall im Schaubild bei laufender Maschine überhaupt nicht auf, da er wegen der geringen Zeitdauer nicht oder nur ganz unvollkommen aufgezeichnet werden kann.

Bis auf die Schwingungen, die an dem logarithmischen Abklingen nach Abb. 26 erkenntlich sind, ist also das Schaubild in bezug auf die Lastanzeige in den meisten Fällen praktisch richtig. Nur Maschinen mit weitausschlagendem Pendel geben insofern falsche Lastanzeigen, als der ganze Abfall an der Streckgrenze kaum in Erscheinung tritt, weil die notwendigen Entlastungswege der mit dem Pendel gekoppelten Lastanzeige größer sind, als es die Verlängerung des Stabes an der Streckgrenze zuläßt.

Die vorliegende Abhandlung hatte lediglich den Zweck, die physikalische Bedeutung der natürlichen Streckgrenze für den Werkstoff an sich näher zu untersuchen. Auf die Frage, ob der Streckgrenze eine Bedeutung für die zulässige Beanspruchung bei Konstruktionsteilen zuzusprechen ist und ob diese Bedeutung dadurch eingeschränkt sein könnte, daß die Streckgrenze prüftechnisch mehr oder weniger schwer und ungenau zu erfassen ist, kann im Rahmen der vorliegenden Arbeit nicht eingegangen werden.

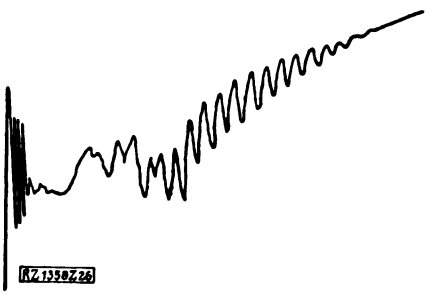


Abb. 26. Abklingen von Schwingungen im Last-Dehnungs-Schaubild an der Streckgrenze.

Herrn Prof. Memmler danken wir für die Unterstützung der Versuche. Seine auf Grund langjähriger Erfahrungen gewonnenen Anschauungen decken sich auch mit den von uns gegebenen Erklärungen.

Zusammenfassung.

An einer Anzahl Proben aus Stahl, besonders Siliziumstahl, wurden die Querschnittsänderungen über der gesamten Stablänge bei Überschreitung der Streckgrenze verfolgt. Die ersten starken bleibenden Verformungen treten meist unter Lastabfall einschnürartig an einer Stelle des Stabes ein. Dann erweitert sich der Einbruch (bei gleichmäßigem Werkstoff unter annähernd gleichbleibender Last), bis der Stab in seiner ganzen Länge wieder zylindrisch geworden ist. Die weitere Verformung ist dann wie von vornherein bei andern Stoffen ein gleichmäßiges Dehnen der ganzen Stablänge unter Lastanstieg.

Der erste Einbruch wurde als Bruch eines spröden Bestandteiles gedeutet, besonders, da der Ort des ersten Einbruchs immer am Stabkopf oder einer nur geringfügig verletzten Stelle lag, während sich die endgültige Brucheinschnürung in der Regel in der Stabmitte oder an der schwächsten Stelle des Stabes ausbildet. Allerdings lassen sich die Erscheinungen nicht als einfache mechanische Vorgänge in einem Verbundkörper aus Eisen und einem harten Zementitskelett deuten, da Altern bei niedrigen Temperaturen zu einer erheblichen Heilung führt, indem in gereckten und gealterten Stabteilen wieder unter Lastabfall neue Einbrüche entstehen. Es wirken also Umwandlungserscheinungen mit.

Entsprechend den Eigenschaften eines spröden Körpers ist die Last, unter der der erste Zusammenbruch eintritt, in empfindlicher Weise von der Ausbildung des Stabkopfes abhängig.

Der ebenfalls erhebliche Anstieg der Streckgrenze bei größerer Belastungsgeschwindigkeit wird selbst bei Maschinen mit großen Massenbewegungen, wie z. B. der Pendelwaage, praktisch nicht von der Maschine beeinflußt, wie durch Einschalten eines Kontrollstabes zwischen Probe und Kraftanzeige nachweisbar war. [B 1358]

Digitized by Google

Was ist Ermüdung?

Von **K. Laute** und **G. Sachs**[1].

Bei oftmals wiederholter Beanspruchung eines Stoffes oberhalb einer gewissen Belastungsgrenze tritt nach einer gewissen Zeit Bruch ein. Über das Wesen dieser Ermüdung besteht bisher noch keine Einigkeit. Einerseits zeigen besonders Versuche an einzelnen Kristallen[2], daß eine Ermüdung erst nach beträchtlicher Verformung und Verfestigung der Kristalle durch Gleitung eintritt. Bei weitgetriebener Verfestigung erschöpft sich aber allgemein das Formänderungsvermögen der Stoffe; und die Ermüdung wäre danach keine neuartige Erscheinung. Die gegenüber der statischen Festigkeit niedrige Dauerfestigkeit würde sich schon durch die Widerstandsverringerung bei Richtungswechsel der Gleitungen[3] oder durch die Hystereseerscheinungen erklären.

Anderseits schließt Ludwik aus seinen Dauerversuchen, bei denen eine allmähliche Abnahme des Formänderungsvermögens (Einschnürung) eintrat[4], daß die Ermüdung eine von der Verfestigung unabhängige Zerrüttung des Werkstoffes darstellt[5]. Diese Auffassung findet auch eine gewisse Stütze in den Versuchen von Gough[6] an Aluminiumkristallen, bei denen der Ermüdungsbruch sich schon frühzeitig durch das Auftreten von Rissen längs der Gleitflächen anzeigt. Auch Moore[7] und andere sehen die Ursache der Ermüdung in der allmählichen Ausbildung eines Risses.

Zur Klärung dieser Frage wurden eine Anzahl von Probestäben aus Nickel[8] in einer Hochfrequenzmaschine der Firma Carl Schenck, Darmstadt[9], untersucht. Die Stäbe werden abwechselnd auf Zug und Druck beansprucht, wobei die Amplitude der Verformung willkürlich eingestellt werden kann. Nach Abb. 1 und Zahlentafel 1 wird eine Ermüdungsgrenze des untersuchten Nickels bei Schwingungszahlen über 80 Millionen nicht sicher erreicht[10].

Schaltet man nun bei Versuchen, bei denen die Stäbe unter gleichbleibendem Schwingungsausschlag nach einer gewissen Anzahl von Schwingungen zu Bruche gehen würden, Zwischenglühungen ein, so muß das Verhalten der Stäbe die eine oder die andre Auffassung der Ermüdung

Zahlentafel 1.

Bruchschwingungszahlen von Nickelstäben bei verschiedenen Belastungen und eingeschalteten Zwischenglühungen.

Chemische Zusammensetzung: 98,45% Ni; 0,61% Co; 0,71% Fe; 0,16% Cu; 0,11% C; 0,03% Si.

Festigkeitseigenschaften: Streckgrenze $\sigma_s = 18$ kg/mm²; Festigkeit $\sigma_B = 53$ „; Dehnung $\delta_{10} = 42\%$; Einschnürung $\psi = 75\%$; Härte H 5/750/30 = 110 kg/mm²

Elastizitätszahl: E = 21700 kg/mm².

Vorbehandlung: Gezogene Stange von 16 mm Dmr.; geglüht ½ St. bei 750°.

Nr. des Stabes	Schwingungsausschlag $10^4 \varepsilon$[1] in Bruchteilen der Meßlänge (1 = 50 mm)	Bruchschwingungszahl $10^{-6} n$ (ohne Zwischenglühungen)	Zwischenglühungen ½ St. bei 750°			Bemerkungen
			nach Schwingungen $10^{-6} a$	Zahl	Bruchschwingungszahl $10^{-6} n$	
2	14,6	0,15	—	—	—	
5	13,0	1,43	-	0	1,28	
15	13,0	1,12				
16	13,0	-	1,1	1	1,20	
8	13,0	-	1,0	2	(202)	herausfallender Wert
12	13,0	-	0,5	2	1,16	
11	13,0	-	0,2	3	0,69	
25	13,0	-	0,1	6	0,74	nach 6 Zwischenglühungen be schädigt
10	12,2	-	1,5	1	1,77	
18	12,2	-	1,0	1	1,45	
17	12,2	-	0,5	2	1,22	
1	11,4	5,11	—	0	5,11	
9	11,4	—	2,5	2	5,25	
19	11,4	-	1,0	3	3,17	
4	10,5	15,5	—	—	—	
7	9,6	20,2	—	—	—	
6	9,6	13,4	—	—	—	
21	8,8	53,9	—	—	—	
20	8,0	> 80,35	—	—	—	nicht gebrochen
26	8,0	> 80,6	—	—	—	
27	8,0	> 85,6	—	—	—	

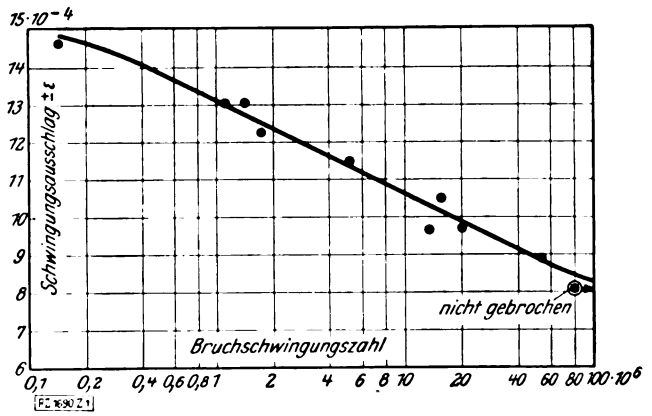


Abb. 1. Bruchschwingungszahlen von Nickel bei verschiedenen Beanspruchungen.

[1] Original: Z. V. d. I. Bd. 72, S. 1188. 1928.

[2] H. J. Gough, S. J. Wright und D. Hanson: J. Inst. Metals Bd. 36, II, S. 173. 1926; H. J. Gough: The fatigue of metals, London 1926; E. Schmid: Z. Metallkunde Bd. 20, S. 69. 1928.

[3] G. Sachs und H. Shoji: Z. Phys. Bd. 45, S. 776. 1927.

[4] P. Ludwik und R. Scheu: Z. V. d. I. Bd. 67, S. 122. 1923; P. Ludwik: Z. Metallkunde Bd. 15, S. 68. 1923.

[5] P. Ludwik: Z. V. d. I. Bd. 71, S. 15. 1927.

[6] A. a. O.

[7] H. F. Moore und J. B. Kommers: Univ. Illinois Bull. Bd. 19, Nr. 8, S. 134. 1921.

[8] Herrn Direktor Borbeck von der Fa. Berg-Heckmann-Selve A.-G., Zweigniederlassung Basse & Selve, Altena, sind wir für die Herstellung der Versuchsproben zu Dank verpflichtet.

[9] Vgl. E. Lehr: Diss. T. H. Stuttgart 1925, S. 67.

[10] Die freie Länge des Stabes betrug 50 mm, die Elastizitätszahl 21700 kg/mm². Ein Schwingungsausschlag $\varepsilon = 10 \cdot 10^{-4}$ entspricht also einer Spannung von 21,7 kg/mm².

[1] $\varepsilon = 10 \cdot 10^{-4}$ entsprach einer Spannung von 21,7 kg/mm². Infolge von Schwankungen im Spannungsnetz ist ε auf etwa ± 3% genau.

Digitized by Google

rechtfertigen[1]. Ist die Ermüdung nichts andres als ein Bruch von weitgetriebener Verfestigung, so wird diese durch eine Zwischenglühung beseitigt. Die Lebensdauer des Stabes muß dementsprechend erhöht sein.

Ist dagegen die Ermüdung irgendeine andersartige Zerrüttung des Stoffes, so wird der Einfluß von Zwischenglühungen gering sein. Da durch Ziehen, Recken und andre gewöhnliche Kaltverformungen die Ermüdungsfestigkeit heraufgesetzt wird[2], könnte sogar durch Zwischenglühungen die Lebensdauer vermindert werden.

Die in Zahlentafel 1 und Abb. 2 zusammengestellten Versuche zeigen, daß tatsächlich eine deutliche Ver-

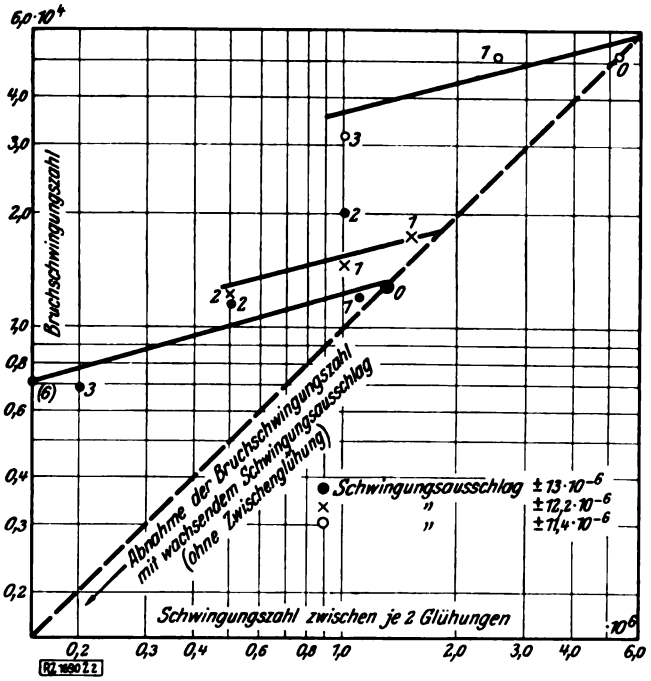


Abb. 2. Abfall der Bruchschwingungszahlen bei wiederholten Unterbrechungen mit Zwischenglühungen bei 750° und nach verschiedenen Schwingungszahlen (Dauerversuche an Nickel). Die Zahlen neben den Punkten bedeuten die Anzahl der Glühungen.

ringerung der Lebensdauer eintritt, wenn jedesmal nach einem bestimmten Bruchteil der Bruchschwingungszahl (bei der betreffenden Beanspruchung) eine Zwischenglühung eingeschaltet wird. Durch die Zwischenglühungen wird also die Ermüdungsgefahr eher erhöht als beseitigt[3].

In Übereinstimmung mit diesem Ergebnis steht auch die Feststellung, daß eine zeitweise vorgenommene Überbeanspruchung des Stoffes die Dauerfestigkeit herabsetzt[1].

Zwei weitere Stäbe wurden einer Beanspruchung unterworfen, bei der nach Abb. 1 ein Bruch kaum noch zu erwarten war, und dabei etwa 80 Millionen Schwingungen ausgesetzt. Dadurch wird die Ermüdungsgrenze heraufgesetzt[2], so daß nach Zahlentafel 2 ein solcher Stab bei einer erhöhten Beanspruchung trotz der langen vorangegangenen Beanspruchung mehr Wechsel verträgt als ein von vornherein bei der gleichen Beanspruchung geprüfter. Wird dagegen wieder eine Zwischenglühung eingeschaltet, so ist die Verfestigung des Stabes beseitigt; er bricht nach einer weit geringeren Zahl ($^1/_5$) von Lastwechseln als ohne Vorbehandlung[3].

Zahlentafel 2.
Veränderung der Bruchschwingungszahlen durch die Vorbehandlung.

Nr. des Stabes	Schwingungsausschlag $\varepsilon \cdot 10^4$	Vorbehandlung	Bruchschwingungszahl $n \cdot 10^{-6}$	Unterschied gegen unbehandelt $n \cdot 10^{-6}$	Unterschied gegen unbehandelt %
1	11,4	(geglüht $^1/_2$ St. bei 750°)	5,11	—	—
27	11,4	$85{,}6 \cdot 10^6$ Schwingungen bei $\varepsilon = 8{,}0 \cdot 10^{-6}$	5,45	+0,34	+ 7
26	11,4	$80{,}6 \cdot 10^6$ Schwingungen bei $\varepsilon = 8{,}0 \cdot 10^{-6}$ und geglüht $^1/_2$ St. bei 750°	1,15	—3,96	—77

Aus den mitgeteilten Versuchen folgt also, daß bei Dauerbeanspruchung die Ermüdungsgrenze bestimmt wird durch das Wechselspiel zwischen Verfestigung und Zerrüttung des Werkstoffes[4]. Bei der üblichen Versuchsführung wird die Ermüdungsgrenze des durch die ständig vor sich gehende Kaltverformung verfestigten Stoffes ermittelt. Eine eingeschaltete Glühbehandlung bewirkt daher eine Herabsetzung der Dauerfestigkeit. Auch erklärt sich hieraus die verhältnismäßig geringe Erhöhung der Ermüdungsgrenze durch vorangegangene Kaltverformung im Vergleich zur Erhöhung der Streckgrenze, Festigkeit und Härte[5]. Weiterhin wird schon bei Beanspruchung unterhalb der eigentlichen Dauerfestigkeit der Stoff geschädigt; und nur die gleichzeitig vor sich gehende Verfestigung erhöht seine Lebensdauer auf eine praktisch unendlich lange Zeit.

Worin der eigentliche Ermüdungsvorgang besteht, bleibt noch eine offene Frage. Jedenfalls ist er schon eingeleitet, wenn die Wechselzahl nur etwa $^1/_6$ derjenigen beträgt, die bis zum Bruch vergeht, und kann

---

[1] Schon H. F. Moore und J. B. Kommers (a. a. O., S. 131) sehen die Klärung dieser Frage als wichtig für die Erkenntnis des Ermüdungsvorganges an. Eine planmäßige Untersuchung darüber liegt jedoch bisher anscheinend nicht vor.

[2] H. F. Moore und J. B. Kommers: A. a. O., S. 133; H. F. Moore und T. M. Jasper: Univ. Illinois Bull. Bd. 23, Nr. 12, S. 89. 1925; P. Ludwik: Ber. Werkstoffausschuß VDEi Nr. 121. 1928.

[3] Die Proben wurden im Vakuum bei 750° $^1/_2$ St. geglüht, so daß eine Beeinträchtigung durch die Glühung nicht anzunehmen ist. Daß hierbei wirklich die Kaltverformung infolge der vorangegangenen Dauerbeanspruchung beseitigt wird, geht aus dem Verhalten der Hysteresis eindeutig hervor.

[1] H. F. Moore und J. B. Kommers: A. a. O., S. 112, 113.

[2] H. F. Moore und T. M. Jasper: Univ. Illinois Bull. Bd. 21, Nr. 39, S. 27, 78. 1924; H. J. Gough: A. a. O., S. 108.

[3] Die Änderung der Kennzahlen bei einem Zugversuch, besonders auch die Einschnürung, war dagegen bei diesen Versuchen ganz gering.

[4] Daß auch bei statischen Zugversuchen ähnlich verwickelte Verhältnisse vorliegen, konnte kürzlich W. Kuntze (Z. V. d. I. Bd. 72, S. 1488. 1928) nachweisen. Diese sind aber bei gewöhnlichen Zugversuchen verborgen und treten erst bei Verwendung gekerbter Proben in die Erscheinung.

[5] H. F. Moore und J. B. Kommers: A. a. O., S. 133; P. Ludwik: Ber. Werkstoffausschuß VDEi Nr. 21. 1928.

Digitized by Google

dann durch Glühen nicht mehr aufgehalten werden[1]. Am einfachsten vorstellbar ist mit Ludwik, Moore u. a. eine allmähliche Unterbrechung der Atombindungen, die zur Ausbildung makroskopischer Risse führt. Ist ein Riß einmal entstanden, so bewirkt die Spannungsanhäufung in seiner Umgebung ein beschleunigtes Weiterreißen, bis schließlich der Bruch eintritt.

Herrn Prof. Memmler und Prof. Stamer danken wir für die Unterstützung der Versuche. [B 1690]

[1] Bei Stab 25 (Zahlentafel 1), der mit $^1/_{13}$ der Bruchwechselzahl lief, trat nach sechs Zwischenglühungen eine Beschädigung durch Stauchen in der Versuchseinrichtung ein. Deren Wirkung sollte aber durch die nachfolgende Glühung beseitigt sein. Dann würde schon nach dieser geringen Wechselzahl eine erhebliche Schädigung des Werkstoffes eingetreten sein.

Zur Analyse des Formänderungswiderstandes.

Von **R. Eisenschitz, B. Rabinowitsch** und **K. Weissenberg**[1].

1. Einleitung.

Der Widerstand eines Körpers gegen mechanische Verformung ist nur in wenigen einfachen Fällen der Theorie zugänglich. Gerade die technisch wichtigsten Materialien können wegen ihrer mannigfaltigen und häufig noch unaufgeklärten Struktur vorläufig nur so behandelt werden, daß man ihr Verhalten mit dem einfacher Modellsubstanzen vergleicht. Eine jedenfalls exakte Beschreibung von Deformationsvorgängen besteht in der Angabe, wie die gesamte aufgewendete Deformationsarbeit sich auf die einzelnen Energieformen verteilt. Wir beschränken uns in der vorliegenden Arbeit auf die Fälle, in denen nur Wärme, kinetische und elastische potentielle Energie auftritt. In einer allgemeinen Betrachtung würde analog die auftretende elektrische, chemische usw. Energie berücksichtigt werden. Der jeweilige Zustand des Körpers kann in Dreieckskoordinaten ausgedrückt werden, wenn die zugeführte Energie gleich der Einheit gesetzt wird (Abb. 1). Ist insbesondere die Deformation durch Schub verursacht, dann bedeuten die 3 Eckpunkte des Dreiecks den Zustand der einfachen Modellsubstanzen, nämlich der Punkt A die reibungslose inkompressible Flüssigkeit, B die unendlich zähe Flüssigkeit, C den vollkommen elastischen Festkörper. Der Zustand der gewöhnlichen niedermolekularen Flüssigkeit liegt immer auf der Dreieckseite AB. Die Darstellung einer stationären Strömung im Diagramm ist dann besonders einfach, nämlich ein Punkt auf dieser Dreiecksseite. Durch diesen wird angegeben, in welchem Verhältnis die durch Reibung in der Sekunde entstehende Wärme zu der kinetischen Energie steht, die die Flüssigkeit infolge ihrer Strömungsgeschwindigkeit enthält. Ihre Summe ist gleich der gesamten aufgewendeten Arbeit. In diesem Fall gilt das Reynoldssche Ähnlichkeitsgesetz:

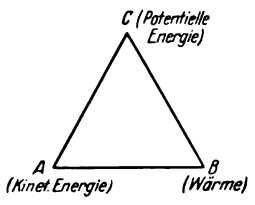


Abb. 1.

„Zwei strömende Systeme, die durch denselben Diagrammpunkt dargestellt und deren räumliche Maße geometrisch ähnlich sind, sind mechanisch ähnlich."

Unter mechanischer Ähnlichkeit ist Gleichheit aller dimensionslosen Größen zu verstehen. Mechanisch ähnliche Systeme werden durch Änderung des Längenmaßes ineinander umgerechnet, während die Winkel gleich bleiben. Ein Ähnlichkeitsgesetz für den Widerstand von Metallen würde beispielsweise die Berechnung der Arbeitsbedingungen bei gleichgehaltenem Schnittwinkel beinhalten.

[1] Mitteilung aus den Kaiser Wilhelm-Instituten für Faserstoffchemie und physikalische Chemie und Elektrochemie.

2. Strömungsvorgänge in Solen.

Wir stellen uns die Aufgabe, die Strömungsvorgänge gewisser kolloidaler Lösungen, die man als „elastische Flüssigkeiten" bezeichnet, zu untersuchen, um ihre Einordnung in das Energiediagramm anzubahnen. Wir beschränken uns in dieser Arbeit auf stationäre, lamellare Strömungen, wie sie sich beim Auspressen aus Kapillaren einstellen. Die gesamte aufgewendete Arbeit beträgt pQ, wobei p den Druckabfall, Q das Strömungsvolumen bedeutet. Dieselbe Größe an einer unendlich scharfkantigen Düse gleicher Weite gemessen ist bei gewöhnlichen Flüssigkeiten gleich der — aus Dichte und Geschwindigkeit berechneten — kinetischen Energie, bei elastischen Flüssigkeiten größer als diese. Es tritt also noch potentielle Energie auf. Dementsprechend ist ein solcher Vorgang durch einen Punkt im Innern des Dreiecks dargestellt.

Die Formänderung bei einer stationären lamellaren Strömung wird beschrieben durch die Relativgeschwindigkeit, mit der zwei benachbarte Schichten aneinander vorbeigleiten, also durch $\frac{\partial v}{\partial r}$. ($v$ bedeutet die Geschwindigkeit, r den variablen Abstand von der Rohrachse.) Die deformierende Kraft ist gegeben durch das Produkt aus der Schubspannung τ und der Lamellenfläche. Der Formänderungswiderstand ist nun durch diejenigen Zahlen definiert, welche die Berechnung der Formänderung aus der Kraft ermöglichen. Für gewöhnliche Flüssigkeiten ist

$$\frac{\partial v}{\partial r} = -\frac{\tau}{\eta} \quad \text{(Newtonscher Ansatz)}, \tag{1}$$

aus dem das Poiseuillesche Gesetz folgt:

$$Q = \frac{\pi R^4 p}{8 \eta l}. \tag{2}$$

Hierin bedeutet p den Druckabfall, Q das Strömungsvolumen, R den Rohrradius, l die Rohrlänge und η den Reibungskoeffizienten. Zur Verallgemeinerung auf Flüssigkeiten, die nicht mit dem Poiseuilleschen Gesetz folgen, entsteht die Aufgabe $\frac{\partial v}{\partial r}$ in Abhängigkeit von τ auszudrücken:

$$\frac{\partial v}{\partial r} = -f(\tau). \tag{3}$$

Digitized by Google

Ist $f(\tau)$ etwa als Potenzreihe entwickelt, dann geben die dabei auftretenden Konstanten eine Kennzeichnung des Formänderungswiderstandes. Eine direkte experimentelle Messung von $f(\tau)$ ist nicht möglich, dagegen wird im folgenden Abschnitt eine Methode entwickelt, um $f(\tau)$ aus experimentell bestimmbaren Größen zu berechnen.

3. Rechnerische Behandlung der Strömung in Solen.

Die Grundlage für jeden lamellaren, stationären Strömungsvorgang ist die Beziehung:

$$\tau = \frac{r\,p}{2\,l} \tag{4}$$

(τ Schubspannung, r variabler Abstand von der Rohrachse, p Druckabfall, l Rohrlänge, R Rohrradius). Wir setzen mit Rücksicht auf die Überlegungen aus Abschnitt 2 an:

$$\frac{\partial v}{\partial r} = -f(\tau)\,. \tag{3}$$

Man erhält die Geschwindigkeitsverteilung:

$$v_0 - v_r = \int_0^r f(\tau)\,dr = \frac{2\,l}{p}\int_0^\tau f(\tau)\,d\tau\,. \tag{5}$$

v_0 errechnet sich aus der Randbedingung

$$v_R = 0\,, \tag{6}$$

daher ist

$$v = \frac{2\,l}{p}\int_R^r f(\tau)\,d\tau \tag{7}$$

und

$$Q = 2\pi\int_0^R v\,r\,dr = 2\pi\left(v\,\frac{r^2}{2}\Big|_0^R - \int_0^R \frac{r^2}{2}\,\frac{\partial v}{\partial r}\,dr\right).$$

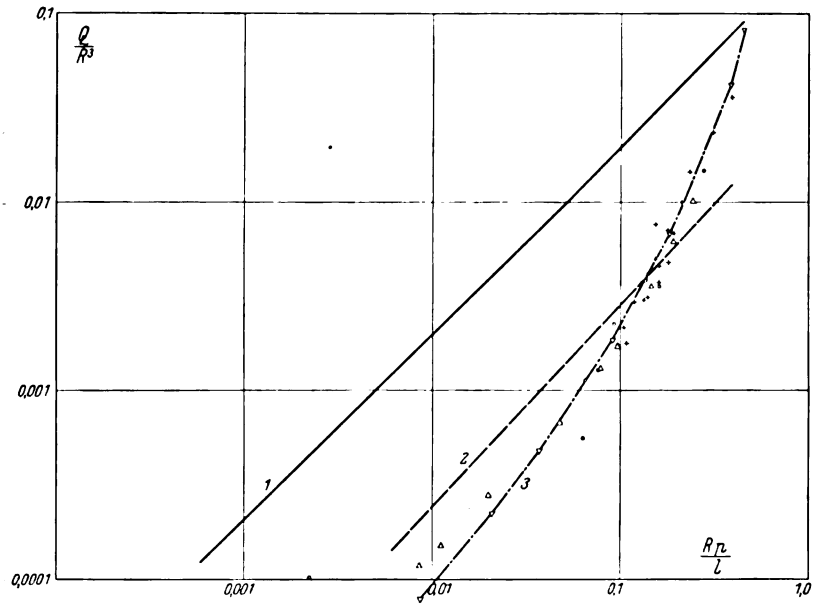


Abb. 2.

Das erste Glied verschwindet wegen (6):

$$Q = 2\pi\left(\frac{2\,l}{p}\right)^3\int_0^{\tau_R}\frac{\tau^2}{2}\,f(\tau)\,d\tau = 2\pi R^3\,\frac{1}{\tau_R^3}\int_0^{\tau_R}\frac{\tau^2}{2}\,f(\tau)\,d\tau\,, \tag{8}$$

wobei

$$\tau_R = \frac{R\,p}{2\,l}\,.$$

Man kann (8) auch schreiben:

$$Q = 2\pi R^3 F(\tau_R)\,. \tag{8a}$$

Gleichung (8a) enthält nur direkt meßbare Variable.

Ist nun $F(\tau_R)$ bekannt, so kann auf einfache Weise die Funktion $f(\tau)$ berechnet werden.

Definitionsgemäß ist

$$F(\tau_R) = \frac{1}{\tau_R^3}\int_0^{\tau_R}\frac{\tau^2}{2}\,f(\tau)\,d\tau\,;$$

daher ergibt sich:

$$\frac{d}{d\tau_R}F(\tau_R) = \frac{f(\tau_R)}{2\,\tau_R} - \frac{3}{\tau_R}F(\tau_R)$$

und schließlich:

$$f(\tau) = 6\,F(\tau) + 2\,\tau\,F'(\tau)\,. \tag{9}$$

Durch diese Beziehung ist der Zusammenhang zwischen Deformation und deformierender Kraft auf meßbare Größen zurückgeführt.

4. Experimentelle Prüfung.

Das direkte Ergebnis des Experimentes sind Messungsreihen, in denen das Strömungsvolumen in Abhängigkeit entweder vom Druckabfall oder von der Rohrlänge oder von der Rohrweite aufgenommen ist. Die Theorie gibt keine Auskunft über den Verlauf einer dieser drei Funktionen, sie fordert aber einen Zusammenhang zwischen ihnen. Wenn nämlich etwa die Längenabhängigkeit gemessen wurde, so ergibt sich aus Gleichung (8a) eindeutig die Abhängigkeit von den beiden anderen unabhängigen Variablen; diese wird dann mit den beiden anderen Messungsreihen kontrolliert. Mit anderen Worten: Wenn Gleichung (8a) richtig ist, müssen die Abhängigkeiten des Q von p, R und l sich durch eine einzige Funktion $F\left(\frac{R\,p}{2\,l}\right)$ darstellen lassen. Um die Prüfung durchzuführen, wird $\frac{R\,p}{2\,l}$ als Abszisse[1], $\frac{Q}{R^3}$ als Ordinate in ein Diagramm eingetragen.

Es ist zur Bestimmung der Kurvengleichung vorteilhaft, die Koordinaten in logarithmischem Maßstabe (Abb. 2) einzutragen.

Die erste Messungsreihe wurde mit Glyzerin als Standardsubstanz, die dem Poiseuilleschen Gesetz folgt, vorgenommen. In diesem Fall muß wegen

$$\frac{Q}{R^3} = \frac{2\pi}{8\,\eta}\cdot\frac{R\,p}{2\,l}$$

die im logarithmischen Maßstabe gezeichnete Funktion eine unter 45° geneigte Gerade sein. Dies wird durch die Versuche bestätigt.

In gleicher Weise ergeben die Messungen an mit Wasser verdünntem Honig eine unter 45° geneigte

[1] In Abb. 2 ist als Abszisse $\frac{R\,p}{l}$ eingezeichnet; bei dem angewendeten Logarithmenraster bewirkt dies lediglich eine Parallelverschiebung der Kurve.

Digitized by Google

Gerade. Wir haben diese beiden Poiseuilleschen Flüssigkeiten so gewählt, daß die scheinbare Zähigkeit einer elastischen Flüssigkeit je nach der angewendeten Schubspannung der Zähigkeit verschiedener Poiseuillescher Flüssigkeiten gleich ist.

Als typische elastische Flüssigkeit wurde eine Nitrozelluloselösung untersucht. Messungsreihen, bei denen die Rohrweite variiert wurde, sind im Diagramm (Abb. 2) durch Kreuze bezeichnet; ebenso bedeuten die mit Dreiecken und Kreisen bezeichneten Punkte Messungsreihen, in denen der Druckabfall bzw. die Rohrlänge variiert wurde.

Durch die Punkte läßt sich eine glatte Kurve legen. Man erkennt, daß die Streuung der Einzelwerte nicht größer ist als die Streuung innerhalb der verschiedenen Messungsreihen.

Die Messungen an der Nitrozelluloselösung werden dargestellt durch die Gleichung

$$F(\tau_R) = A\tau_R + B\tau_R^2 .$$

Daraus erhält man nach Gleichung (9)

$$-\frac{\partial v}{\partial r} = f(\tau) = 8A\tau + 10B\tau^2 .$$

Von Reiner[1] ist ein Ansatz gemacht worden, nach welchem eine elastische Flüssigkeit Schubspannungen unterhalb einer bestimmten „Fließfestigkeit" ϑ auch bei dem Geschwindigkeitsgefälle 0 tragen kann:

$$\frac{\partial v}{\partial r} = \frac{1}{\eta}(-\vartheta + \tau) .$$

Dieser Ansatz ist bei den von uns untersuchten Substanzen mit der Beobachtung nicht vereinbar. Trotzdem besteht insofern eine gewisse Übereinstimmung, als die von Reiner berechnete Geschwindigkeitsverteilung von der Poiseuilleschen im gleichen Sinne abweicht wie die beobachtete.

Die Versuchsergebnisse haben demgemäß den Ansatz (3) bestätigt. Es ist wahrscheinlich, daß mit Hilfe der Kapillarmethode $f(\tau)$ sich allgemein für Kolloide bestimmen läßt. In der sich im allgemeinen ergebenden Potenzreihe werden bei anderen Substanzen möglicherweise auch das nullte Glied und höhere Glieder auftreten.

5. Anisotropie der Sole.

Zwischen Substanzen, bei welchen $\frac{\partial v}{\partial r} \cdot \frac{1}{\tau}$ nach Newton eine Konstante ist, und solchen, bei denen dieser Quotient noch von der Schubspannung abhängt, besteht ein charakteristischer Unterschied. Dieser ist anschaulich so zu formulieren, daß in einer Newtonschen Substanz ein bestimmtes Geschwindigkeitsgefälle immer dieselbe Schubspannung erzeugt, gleichgültig, ob man vom Ruhezustand oder einem endlichen Geschwindigkeitsgefälle ausgeht. Gilt dagegen der Newtonsche Ansatz nicht, dann ist die Beziehung zwischen einer zusätzlichen Schubspannung und der Deformation eine verschiedene, je nachdem, ob man vom Ruhezustand ausgeht oder ob bereits ein Geschwindigkeitsgefälle vorhanden war. Dementsprechend ist nur bei Gültigkeit des Newtonschen Ansatzes η gleich für eine Deformation in der Strömungsrichtung und senkrecht dazu; andernfalls ist der Strömungswiderstand in diesen Richtungen verschieden, d. h. die Flüssigkeit mechanisch anisotrop. Es ist bekannt, daß Sole dieser Art Strömungsdoppelbrechung zeigen, also auch optisch anisotrop sind. Man hat daher in der optischen Untersuchung ein Hilfsmittel zur Untersuchung der in der Flüssigkeit vorhandenen potentiellen Energie, deren Natur noch unbekannt ist.

6. Nichtstationäre Relaxationsvorgänge.

Bei der Dehnung eines Fadens treten gleichzeitig elastische und plastische Verformungen auf. Ihre Untersuchung ist dadurch erschwert, daß es nicht möglich ist, stationäre Zustände herzustellen. Das Diagramm (Abb. 1) läßt wieder die einfachen Grenzfälle erkennen, nämlich den vollkommen elastischen Körper im Punkt C und vollkommene Plastizität auf der Dreiecksseite AB.

Eine relaxierende Modellsubstanz ist von Maxwell durch die Gleichung

$$\frac{dK}{dt} = -\alpha K + \beta \frac{dl}{dt} \qquad (10)$$

definiert worden. K bedeutet die Zugkraft, l die Dehnung, $\frac{1}{\alpha}$ wird als „Relaxationszeit" bezeichnet, β ist der Elastizitätsmodul. Der Fließ- und Relaxationsvorgang können aus Gleichung (10) berechnet werden.

Für Körper, bei denen die Maxwellsche Gleichung nicht zutrifft, ist es bisweilen möglich, Fließ- und Relaxationskurven ineinander umzurechnen.

Durch Versuche an Fäden aus Viskoseseide[1] ist gefunden worden, daß deren Relaxationskurven sich durch folgende Gleichung darstellen lassen:

$$K = K_0 \varphi(t) , \qquad (11)$$

d. h. die relative Abnahme der Zugkraft ist eine von dieser unabhängige Zeitfunktion. Aus der Form der Gleichung ist ersichtlich, daß bei der Viskose elastische Nachwirkung auftritt. Da die Relaxationskurven Linien konstanter Dehnung sind, liegt die Annahme nahe, daß der Zustand des Fadens in diesem Falle durch K und l gegeben ist. Dann wäre der Einfluß der Vorbehandlung durch eine Größe, nämlich die tatsächlich vorhandene Dehnung, ausgedrückt. Wenn diese Annahme zutrifft, kann man aus der Schar der Relaxationskurven (l konstant, K variabel) die Fließkurven (K konstant, l variabel) berechnen. Man muß nur noch eine Annahme machen, die an den anderen bisher bekannten Materialien immer zutrifft, daß nämlich der Elastizitätsmodul als Konstante angesehen werden darf. In diesem Falle ist

$$\beta\left(\frac{\partial l}{\partial t}\right)_K = -\left(\frac{\partial K}{\partial t}\right)_l . \qquad (12)$$

Dieser Ausdruck wird nach 11) berechnet mit

$$\left(\frac{\partial K}{\partial t}\right)_l = q'(t) K_0(t) .$$

[1] M. Reiner: Kolloid-Z. Bd. 39, S. 80. 1926.

[1] Gleichung (11) ist auf Grund von Messungen aufgestellt, die in einem nach Angaben von E. Schmid konstruierten Apparat ausgeführt wurden. Über den Apparat und die Messungen wird in der demnächst erscheinenden Berliner Dissertation von H. Smith berichtet werden.

Digitized by Google

Dabei ist unter $K_0(t)$ diejenige Zugkraft zu verstehen, unter der der Faden zur Zeit 0 hätte stehen müssen um bei konstanter Länge relaxierend, zur Zeit t auf den Wert K zu kommen. Nach Gleichung (11) ist

$$K_0(t) = \frac{K}{\varphi(t)}. \tag{13}$$

Es ist also

$$\beta\left(\frac{\partial l}{\partial t}\right)_K = -\varphi'(t)\,K_0(t) = -\frac{\varphi'(t)}{\varphi(t)}\,K, \tag{14}$$

$$l_1 - l_2 = \frac{K}{\beta}\log\frac{\varphi(t_2)}{\varphi(t_1)} \tag{15}$$

die Gleichung der Fließkurve.

Für den Maxwellschen Fall $f(t) = e^{-\alpha t}$ bedeutet (15) eine konstante Fließgeschwindigkeit.

Die direkt gemessenen Fließkurven der Viskoseseide unterscheiden sich merklich von den berechneten. Die genauere Untersuchung ist im Gange.

Wenn Gleichung (15) zutrifft, enthält sie eine Bestimmungsmethode des Elastizitätsmoduls durch Vergleich der Relaxations- und Fließkurve zu korrespondierenden Zeitpunkten.

Der Notgemeinschaft der Deutschen Wissenschaft sind wir für die Unterstützung unserer Arbeit zu besonderem Danke verpflichtet.

Eingegangen 14. März 1929.

Zur Ableitung einer Fließbedingung.

Von G. Sachs[1].

Eine Aufgabe, die für die Technik große Bedeutung hat, ist die Feststellung kritischer Spannungsgrenzen bei verschiedener Beanspruchung eines Werkstoffes. Es wird also z. B. danach gefragt, bei welchen Spannungsgrößen die Elastizitätsgrenze, Streckgrenze oder Fließspannung bei Verdrehung liegen, wenn die entsprechenden Werte für Zug oder Druck bekannt sind.

Die älteren Annahmen, die die größte Normalspannung oder größte Dehnung als maßgebend ansehen, sind heute verlassen. Allgemeinere Anerkennung, besonders durch die Versuche von Guest[2], hat dagegen die von Coulomb, Mohr u. a. entwickelte Anschauung gefunden, daß es allein auf den Größtwert der Schubspannung ankommt und dieser bei Metallen unter allen Beanspruchungszuständen annähernd konstant ist[3].

Diese Fließbedingung schließt eine Aussage ein, die durch neuere Untersuchungen widerlegt worden ist. Ein Beanspruchungszustand ist durch die drei Hauptspannungen σ_1, σ_2, σ_3 gekennzeichnet, wobei σ_1 in der Regel als die größte (Zug), σ_3 als die kleinste eingeführt wird. σ_2 ist dann die sogenannte mittlere Hauptspannung. Nach Mohr, der dies ausdrücklich ausspricht, dürfte die mittlere Hauptspannung keinen Einfluß haben. Das Fließen müßte z. B. bei Zug, wo $\sigma_2 = \sigma_3 = 0$ ist, bei der gleichen größten Schubspannung $\tau'_{max} = \frac{\sigma_1}{2}$ eintreten, wie bei reinem Schub (Verdrehung, gedehntes Rohr unter bestimmtem Innendruck usw.), wo $\sigma'_1 = -\sigma'_2$, $\sigma'_3 = 0$ und $\tau''_{max} = \sigma'_1$ ist. Im Falle des Zuges ist aber die mittlere Hauptspannung der kleineren gleich, im Falle der Verdrehung liegt sie in der Mitte zwischen den beiden andern.

Eingehende Untersuchungen von Ludwik und Scheu[4], Lode[5] sowie Roš und Eichinger[6] haben jedoch eindeutig zum Ergebnis geführt, daß bei Verdrehung und Zug dann eine gleiche Gefahr vorliegt, wenn die Schubspannungen bei Verdrehung um rd. 10 bis 15% größer sind als bei Zug.

Dieses Ergebnis wird nun als Bestätigung einer von Huber[1] und v. Mises[2] eingeführten Fließbedingung gedeutet, wonach die Gestaltänderungsenergie:

$$A\,4\tau_0^2 = A\left[\frac{(\sigma_1-\sigma_2)^2}{2} + \frac{(\sigma_2-\sigma_3)^2}{2} + \frac{(\sigma_3-\sigma_1)^2}{2}\right], \tag{1}$$

worin A eine Konstante und τ_0 die Schubspannung für reinen Zug sind, für die Fließgefahr maßgebend ist. Errechnet man die größte Schubspannung für konstante Gestaltänderungsenergie, so zeigt diese einen etwa parabolischen Gang mit der mittleren Hauptspannung:

$$\tau_{max} = \tau_0\sqrt{\frac{4}{3+\mu^2}}^{*}, \tag{1a}$$

worin $\mu = \frac{2\sigma_2 - \sigma_1 - \sigma_3}{\sigma_1 - \sigma_3}$ ist. Für Verdrehung ergibt sich der Höchstwert, der um 15,4% über dem Mindestwert für Zug liegt.

Als maßgebende physikalische Größe für die plastische Verformung von quasiisotropen Stoffen wird danach vielfach die Gestaltänderungsenergie angesehen.

Versuche an einzelnen Metallkristallen zeigen anderseits, daß für diese mit guter Annäherung ein kristallographisch ausgezeichneter Wert der Schubspannung die Fließgefahr bestimmt. Und zwar ist die Komponente der Schubspannung auf der Gleitfläche in der Gleitrichtung maßgebend, die im folgenden kurz als wirksame Schubspannung bezeichnet sei, im Gegensatz zur (elastizitätstheoretischen) größten Schubspannung. Die Messungen von Schmid[3] an sehr verschieden orientierten Kristallen von Zink führten zu einem gleichbleibenden Wert der Schubspannung an der Streckgrenze mit einer mittleren Abweichung von ±15%, während die Zugspannungen im Verhältnis 1 : 5 standen. Bei Wismut-

[1] Original: Z. V. d. I. Bd. 72, S. 734—736. 1928.

[2] J. J. Guest: Phil. Mag. (5) Bd. 50, S. 69. 1900.

[3] Vom Einfluß des mittleren Druckes (hydrostatischen Druckes), der bei Metallen jedenfalls klein ist, sei zunächst ganz abgesehen.

[4] P. Ludwik und R. Scheu: Stahleisen Bd. 45, S. 373. 1925.

[5] W. Lode: Z. Phys. Bd. 36, S. 913. 1926; Heft 303 der Forsch.-Arb. Ing., herausgegeben vom V. d. I.; s. a. S. 733 dieses Heftes.

[6] M. Roš und A. Eichinger: Versuche zur Klärung der Frage der Bruchgefahr. Zürich 1926.

[1] A. T. Huber: Czasopismo technizne. Lemberg 1904.

[2] R. v. Mises: Gött. Nachr. 1913, S. 582.

[3] E. Schmid: Proc. Int. Congress Applied Mechanics, S. 342, Delft 1925; P. Rosbaud und E. Schmid: Z. Phys. Bd. 32, S. 197. 1925.

* Vgl. W. Lode: a. a. O. S. 927.

Digitized by Google

kristallen[1] ergab sich ebenfalls eine gute Konstanz der Schubspannungen an der Streckgrenze. Auch Versuche an verschieden orientierten Kristallen von α-Messing (72% Cu) und veredelten Kristallen einer Aluminiumlegierung mit 5% Cu, über die demnächst berichtet werden wird, führten zu einer innerhalb ± 8 bis 10% konstanten Schubspannung an der Streckgrenze, während die Zugspannungen dabei fast im Verhältnis 1 : 2 verschieden ausfielen. Und auch der gesamte Kraftverlauf bei Dehnungsversuchen an Aluminium-[2] und Zinkkristallen[3] läßt sich bei Zugrundelegung der wirksamen Schubspannung annähernd durch eine einzige Kurve wiedergeben. Ob diese Fließbedingung für Kristalle streng gilt, sei dahingestellt[4]. Jedenfalls faßt sie die Versuchsergebnisse mit guter Annäherung in einer anschaulichen Form zusammen.

Die folgende Untersuchung soll nun zeigen, daß unter der Annahme einer konstanten wirksamen Schubspannung beim einzelnen Kristall eine Fließbedingung abgeleitet werden kann, die die Abhängigkeit der größten Schubspannung im Kristallhaufwerk von der mittleren Hauptspannung in Übereinstimmung mit den Versuchsergebnissen erfaßt[5].

Hierzu denke man sich das Kristallhaufwerk durch ein Bündel verschieden orientierter einzelner Kristalle ersetzt, in denen stets ein dem makroskopischen Spannungszustande ähnlicher herrschen soll. Diese Annahme ist sicher nicht erfüllt und könnte für etwaige geringe Abweichungen zwischen der Theorie und dem Versuch verantwortlich gemacht werden. Die Koppelung der Kristalle sei lediglich in der Weise gedacht, daß bei überelastischer Beanspruchung in jedem Kristall die wirksame Schubspannung den gleichen Wert τ^* hat. Diese zweite Annahme dürfte bei Stoffen mit ausgesprochener Streckgrenze der Erfahrung ziemlich nahekommen. Im übrigen kann der Einfluß dieser besonderen Annahme hinsichtlich der Art der Koppelung nur von geringem Einfluß sein, da jeder der zu berechnenden Werte dadurch in gleicher Richtung beeinflußt wird.

Es sind nun für dieses Modell die elastizitätstheoretischen Größen, insbesondere die größte Schubspannung, zu berechnen. Diese Aufgabe konnte bisher geschlossen nicht gelöst werden; es sei daher lediglich versucht, einachsigen Zug und reinen Schub für Kristalle mit regulärflächenzentriertem Gitter (Al, Cu, Ni usw.), deren Gleitmechanismus bekannt ist, einander gegenüberzustellen.

Bei Zug ist das Verhältnis der wirksamen Schubspannung τ^* zur Zugspannung s schon für alle Orientierungen berechnet und mitgeteilt worden[6]. Für den vorliegenden Zweck braucht man das Verhältnis zwischen der größten Schubspannung τ'_{max} und der wirksamen Schubspannung τ^*:

$$\frac{\tau'_{max}}{\tau^*} = \frac{s}{2\tau} = \frac{1}{2\cos\varphi\cos\varrho}, \qquad (2)$$

worin der Winkel der Stabachse zur Gleitflächennormale (Würfeldiagonale 111) φ und zur Gleitrichtung (Würfelflächendiagonale 110) ϱ ist. Die gesamte Orientierungsmannigfaltigkeit dieser $\frac{\tau'_{max}}{\tau^*}$-Werte läßt sich in einem sphärischen Dreieck, Abb. 1, darstellen[1]. Die Werte liegen in den Grenzen 1 und 1,85. Da das Mittel der größten Schubspannung bei gleichem Gewicht jeder

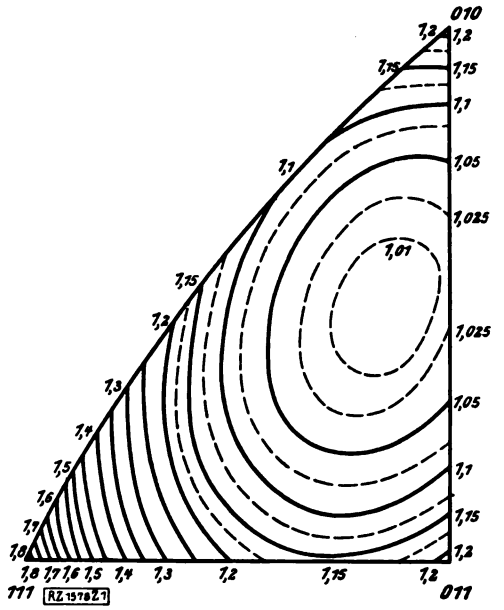


Abb. 1. Verhältnis der größten Schubspannung zur wirksamen in verschieden orientierten Kristallen mit regulär-flächenzentriertem Gitter, die auf Zug beansprucht sind.

Orientierung gesucht wird, ist das sphärische Dreieck in flächentreuer Projektion dargestellt. Der Mittelwert ergibt sich durch einfache Ausmittelung zu:

$$\frac{\tau'_m}{\tau^*} \text{ (für Zug)} = 1{,}11_9 .$$

Ist nun im allgemeinen Fall die mittlere Hauptspannung nicht gleich einer der beiden andern, so wird die Orientierung eines Stabes festgelegt durch die Lage zweier Hauptspannungen zum Kristallgitter. Für jede mögliche Orientierung muß wieder das Verhältnis der größten Schubspannung zur wirksamen ermittelt werden. Die wirksame Schubspannung ist hierbei der höchste Wert der zwölf Schubspannungen auf den verschiedenen möglichen Gleitsystemen:

Gleitfläche f	Gleitrichtung r	Gleitfläche f	Gleitrichtung r
111	011	111	$\bar{1}01$
111	101	111	$1\bar{1}0$
111	$10\bar{1}$	111	011
111	$01\bar{1}$	111	$\bar{1}10$
111	$\bar{1}10$	111	$\bar{1}01$
111	$\bar{1}01$	111	$01\bar{1}$

[1] M. Georgieff und E. Schmid: Z. Phys. Bd. 36, S. 759. 1926.

[2] R. Karnop und G. Sachs: Z. Phys. Bd. 41, S. 116. 1927; G. Sachs: Z. V. d. I. Bd. 71, S. 577. 1927.

[3] E. Schmid: Z. Phys. Bd. 40, S. 54. 1926.

[4] Systematische Abweichungen (Erhöhung) bei hochsymmetrischen Orientierungen dürften auf Störung des einfachen Gleitmechanismus zurückzuführen sein.

[5] Auf diese Möglichkeit weist schon L. Prandtl hin, vgl. W. Lode: a. a. O. S. 934.

[6] Frhr. v. Göler und G. Sachs: Z. Phys. Bd. 41, S. 107. 1927.

[1] G. Sachs: Z. V. d. I. Bd. 71, S. 577. 1927. Jeder Punkt des Dreiecks gibt eine bestimmte Lage des Probestabes an; die Winkel der Stabachse zu den angeschriebenen und andern Kristallrichtungen können mit Hilfe eines passenden Netzes abgegriffen werden.

Digitized by Google

Die Verhältniszahlen liegen jetzt in den Grenzen 1 : 2,45, was schon erkennen läßt, daß für diesen Fall die größte Schubspannung höher ausfallen muß als für Zug.

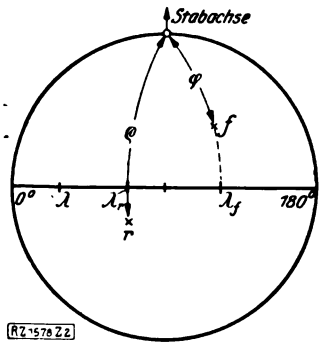


Abb. 2. Bedeutung der sphärischen Koordinaten.
f Gleitflächennormale [111],
r Gleitrichtung [110].

Zur Feststellung des Mittelwertes mittelt man zunächst über alle Orientierungen, bei denen eine bestimmte Kristallrichtung die Winkel 45° zur größten und kleinsten Hauptspannung einschließt. Es sind dies die Spannungszustände in den Oberflächenelementen eines verdrehten und nach der betreffenden Kristallrichtung orientierten Kristallstabes. Das Verhältnis der größten zur wirksamen Schubspannung auf einem bestimmten Gleitsystem *f*, *r* an jeder Stelle des Umfanges ist auch für diesen Fall bekannt[1]:

$$\frac{\tau''_{max}}{\tau^*} = \frac{1}{A\cos(\lambda - \lambda_0)}, \qquad (3)$$

worin

$$A = \sqrt{1 - \frac{1}{2}(\cos 2\varphi + \cos 2\varrho + \cos 2\varphi \cos 2\varrho)}$$

und

$$\lambda_0 = \operatorname{arc\,tg}[(\operatorname{tg}^2\varphi - 1)\operatorname{ctg}(\lambda_\varrho - \lambda_q)] + \lambda_\varphi,$$

wobei λ die zweite sphärische Koordinate der Gleitflächennormale und Gleitrichtung entsprechend Abb. 2 ist.

Die Durchrechnung dieser Aufgabe wird umständlich dadurch, daß von vornherein nicht bekannt ist,

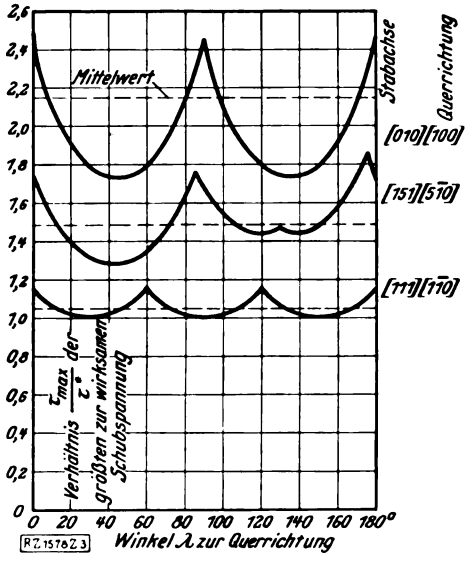


Abb. 3. Die zur Erreichung konstanter wirksamer Schubspannung notwendige größte Schubspannung bei Verdrehung von Kristallen.

welches Gleitsystem an jeder Oberflächenstelle das wirksame ist. Dies ergibt sich erst bei der graphischen Darstellung der Ergebnisse, wofür Abb. 3 einige Beispiele zeigt.

[1] H. J. Gough, S. J. Wright und D. Hanson: Journ. Inst. Metals Bd. 36, II., S. 173. 1926.

Die durch Planimetrieren bestimmten Mittelwerte lassen sich nun wieder zur Konstruktion eines Schichtliniennetzes[1] in einem sphärischen Dreieck, Abb. 4, verwenden. Hieraus ergibt sich dann als Gesamtmittelwert:

$$\frac{\tau''_m}{\tau^*}\ (\text{für Verdrehung}) = 1{,}29_3$$

und schließlich:

$$\frac{\tau''_m}{\tau'_m} = 1{,}15_5.$$

Die größte Schubspannung für ein Kristallhaufwerk bei Annahme einer konstanten wirksamen Schubspannung in den einzelnen Kristallen ergibt sich also für reinen Schub (Torsion) um 15,5% höher als für einachsigen Zug. Die Genauigkeit beträgt schätzungsweise ±1%. Es berechnet sich also fast der gleiche Unterschied wie aus der Annahme konstanter Gestaltänderungsenergie (15,4%).

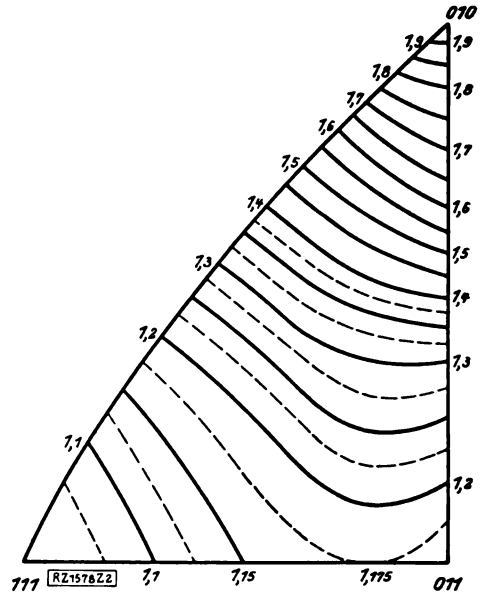


Abb. 4. Verhältnis der mittleren größten Schubspannung zur wirksamen in verschieden orientierten Kristallen mit regulär-flächenzentriertem Gitter, die auf Verdrehung beansprucht sind.

Wie die folgende Zusammenstellung zeigt, ergeben die neueren Versuchswerte im Mittel einen um etwa 3,5% geringeren Wert:

Forscher	Stoff	Verhältnis zwischen größter Schubspannung bei reinem Schub und Zug: Einzelwerte	Mittelwert
Ludwik-Scheu	Kupfer		$< 1{,}14$
Lode	Kupfer	1,14; 1,10; 1,11; 1,11	$= 1{,}11_5$
	Nickel	1,14; 1,12; 1,11	$= 1{,}12$
	Eisen	1,03; 1,14; 1,12 1,07; 1,11; 1,13	$= 1{,}10$
Roš-Eichinger	Eisen	1,14; 1,13	$= 1{,}13_5$
		Gesamtmittel	$1{,}12 \pm 0{,}015$

Es liegt nahe, diese Abweichung auf die Wirkung der Bindung der Kristalle in einem Haufwerk zurückzuführen.

[1] Das Schichtliniennetz hat nebenbei noch die Bedeutung, daß es für ein verdrehtes dünnes Kristallrohr, bei dem in allen Kristallteilen die gleiche wirksame Schubspannung herrscht, die mittlere größte Schubspannung angibt.

Digitized by Google

Die charakteristische Verformung einzelner Kristalle zu flachen Bändern ist dadurch unterbunden, was aber gleichbedeutend ist mit einer zusätzlichen Querbeanspruchung des Kristalls. Wie das durchgerechnete Beispiel zeigt, muß dies aber bei Zug eine Erhöhung, bei Schub eine Herabsetzung der mittleren größten Schubspannung zur Folge haben. Es ist nicht aussichtslos, auch diesem Einfluß rechnerisch beizukommen.

Obwohl die Rechnung für Stoffe mit flächenzentriertem Gitter (Kupfer, Nickel) durchgeführt ist, scheint das Ergebnis auch für das körperzentrierte Eisen gut zu gelten. Wie groß das Verhältnis für niedriger symmetrische Gitter ausfällt, läßt sich vorläufig nicht übersehen[1].

Für den allgemeinen Beanspruchungsfall ist die Lösung noch nicht ermittelt. Man wird jedoch, wie die Versuchsergebnisse lehren, der Wahrheit ziemlich nahe kommen, wenn man einen parabolischen Gang der größten Schubspannung mit der mittleren Hauptspannung annimmt:

$$\tau_{max} = \tau_0[1 + a(1 + \mu)(1 - \mu)], \qquad (4)$$

worin a für reguläre Stoffe 0,12 gesetzt werden kann, oder in allgemeinerer Form unter Berücksichtigung eines etwaigen Einflusses des hydrostatischen Druckes p:

$$\tau_{max} = \tau(p)[1 + a(1 + \mu)(1 - \mu)], \qquad (4a)$$

worin $p = \frac{\sigma_1 + \sigma_2 + \sigma_3}{3}$ und $\tau(p)$ eine bisher noch unbekannte Funktion ist, die für Metalle wenig veränderlich ist.

[1] Vgl. P. Ludwik: Ber. Werkstoffausschuß V. d. E. 1928. Nr. 121.

Für rechnerische Zwecke bietet die Gestaltänderungsenergie-Bedienung [1] und [1a] nach wie vor eine gute Darstellung des experimentellen Befundes. Damit kann aber noch keineswegs begründet werden, daß sie auch als physikalisch maßgebende Größe anzusehen ist. Sie entwickelt sich aus den Vorstellungen der Stetigkeitsmechanik. Für den Kristallbau hat sich aber die atomistische Anschauung als so fruchtbar erwiesen, daß kein Grund vorliegt, eine dahingehende Erscheinung andersartig zu deuten. Die jüngste Entwicklung der Physik lehrt allgemein, daß jede Erscheinung sich sowohl quantenhaft als auch kontinuierlich beschreiben läßt[1]. Welches Verfahren man im einzelnen Fall anwenden wird, ist eine reine Zweckmäßigkeitsfrage[2].

Zusammenfassung.

In der vorliegenden Arbeit wird ein erster Versuch gemacht, Erscheinungen bei bleibender Verformung von Kristallhaufwerken aus den Eigenschaften einzelner Kristalle abzuleiten. Ein Vergleich von Zugbeanspruchung und Verdrehungsbeanspruchung bei konstanter wirksamer Schubspannung in den Kristallgleitflächen regulärflächenzentrierter Kristalle ergibt für Verdrehung eine um 15,5% höhere größte Schubspannung als für Zug oder Druck. Die von verschiedenen Forschern mitgeteilten Versuchswerte für Kupfer, Nickel und auch Eisen führen für diesen Unterschied zu einem Mittelwert von $12 \pm 1{,}5\%$.

[1] R. v. Mises hat kürzlich auch einen Versuch unternommen, die Fließerscheinungen bei Kristallen durch Spannungsfunktionen zu beschreiben.

[2] Vgl. P. P. Ewald: Aufbau der festen Materie. Handbuch der Physik Bd. 24, S. 284.

Festigkeit und Plastizität von Metallkristallen.

Von **E. Schmid**[1].

Die Eigenschaften unserer (vielkristallinen) metallischen Werkstücke werden von zwei Faktoren bestimmt: den für das betreffende Metall charakteristischen Eigenschaften des Einzelkornes und den zusätzlichen Veränderungen, die diese Eigenschaften durch den Zusammentritt der Kristalle zu einem innigen Korngefüge erleiden. Ein wirkliches Verständnis des Verhaltens der Metalle kann demgemäß nur durch Untersuchungen nach diesen beiden Richtungen hin vermittelt werden. Soweit sie das Einzelkorn betreffen, sind systematische Arbeiten seit einer Reihe von Jahren im Gange. Im nachfolgenden soll eine kurze Übersicht über Untersuchungen gegeben werden, die sich mit den technologisch wichtigen Eigenschaften des Einzelkristalles, der Festigkeit und Plastizität, befassen.

1. Kristallographische Grundlagen.

Wenn ein Kristall einer mechanischen Beanspruchung, beispielsweise einem gewöhnlichen Zugversuch, unterworfen wird, können folgende Fälle eintreten: Entweder bricht der Kristall in einer muscheligen, mehr oder minder quer zur Zugrichtung verlaufenden Fläche durch, ähnlich wie dies auch Gläser tun; oder der Kristall reißt nach einer glatten, ebenen Kristallfläche, die im allgemeinen keineswegs mehr parallel zu der mechanisch durch den größten Normalzug ausgezeichneten Fläche senkrecht zur Zugrichtung liegt (vgl. Abb. 1). Ist der Kristall dagegen nicht spröde, sondern plastisch, so führt die Beanspruchung zu einer bleibenden Deformation zufolge Translation oder mechanischer Zwillingsbildung, Mechanismen, die in den beiden, in den Abb. 2 und 4 dargestellten Holzmodellen veranschaulicht sind.

Bei der Translation bilden sich im Kristall parallel zu wichtigen, kristallographischen Flächen (und nicht zu der mechanisch ausgezeichneten Ebene größter Schubspannung) Schichten aus, die in Richtung wichtiger Gitterkanten aneinander abgleiten. Dieser Dehnungsmechanismus, der zu sehr erheblichen Dehnungsbeträgen führen kann (bei Metallkristallen bis zu vielen Hunderten von Prozenten), ist mit einer sehr auffälligen Querschnittsänderung (Bandbildung bei kreiszylindrischer Ausgangsform) verknüpft. Er bewirkt auch, daß das Kristallgitter sich in ganz bestimmter Weise in bezug auf die Kraftrichtung dreht und ist so die Veranlassung

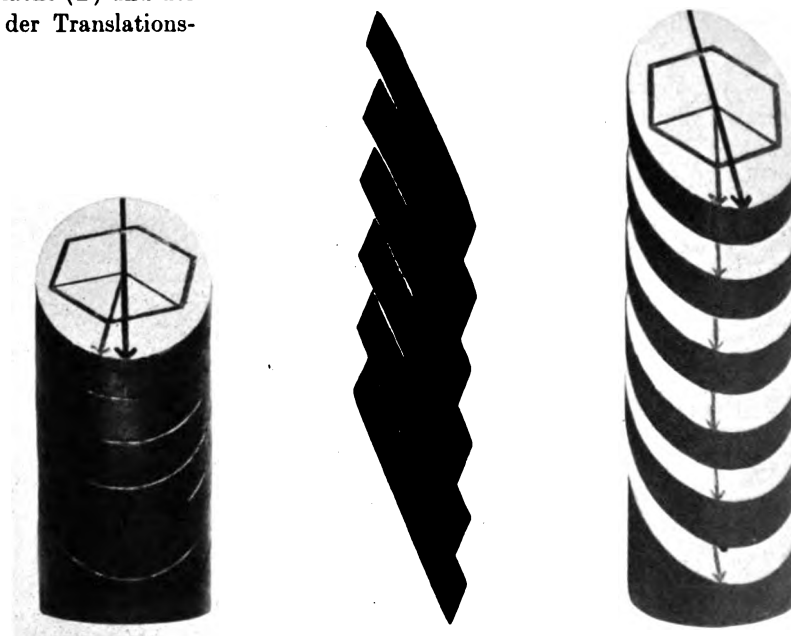
[1] Original: Metallwirtschaft Bd. 7, S. 1011, 1928.

Digitized by Google

zur Ausbildung der als „Deformationstexturen" bezeichneten Gefügeregelung kalt bearbeiteter Metalle. Die kristallographische Kennzeichnung der Translation erfolgt durch Angabe der Translationsfläche (T) und der Translationsrichtung (t). Die Spuren der Translationsflächen sind auf der Mantelfläche gedehnter (ursprünglich kreiszylindrischer) Metallkristalle häufig als deutlich sichtbare, elliptische Streifung erkennbar (Abb. 3).

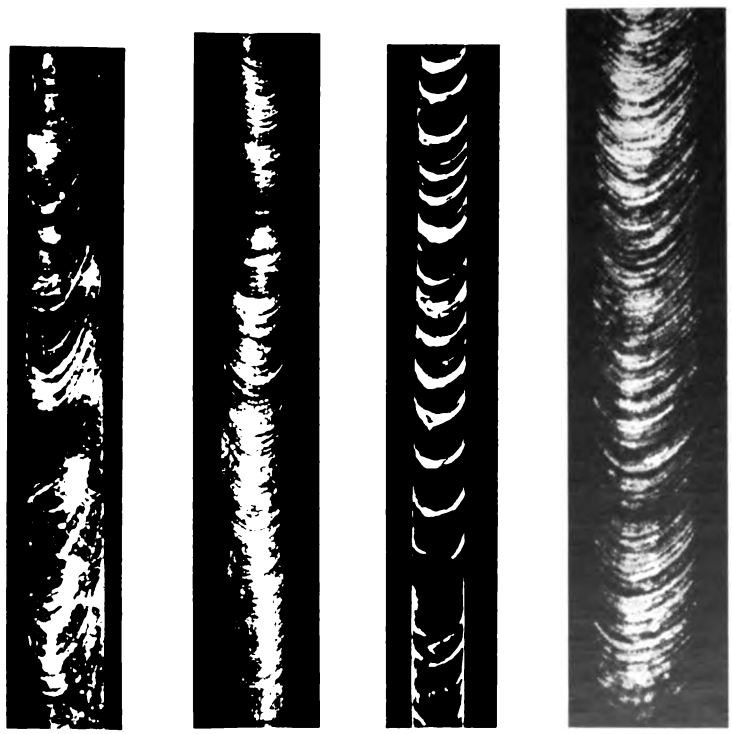
Abb. 1. Reißstelle eines Tellurkristalls (nach E. Sch. und G. Wassermann).

Die mechanische Zwillingsbildung beruht in ihrem einfachsten Fall auf einem plötzlichen Umklappen von Teilen des Kristalls in eine in bezug auf eine bestimmte Ebene (Zwillingsebene) symmetrische Stellung zur Ausgangslage. Der Vorgang kann auch als ein Abgleiten parallel zur Zwillingsebene aufgefaßt werden, wobei der Betrag der Abgleitung proportional der Entfernung von der Zwillingsebene (Gleitebene) ist (Abb. 4). Wendet man diesen Mechanismus auf einen kugelförmigen Kristall mit der Äquaterebene als Gleitebene an, so bleiben zwei Ebenen als Kreise erhalten, die Äquatorgleitebene (Zwillingsebene) und eine in einem gewissen Winkel zu ihr geneigte Ebene. Diese beiden „Kreisschnittsebenen" (K_1 und K_2) werden zur kristallographischen Charakterisierung der mechanischen Zwillingsbildung verwendet. In der Regel wird auch noch der Betrag der Abgleitung einer im Abstand 1 von der Gleitebene befindlichen Ebene, die Schiebung s (die aus dem Winkel der beiden Kreisschnittsebenen berechenbar ist) angegeben. Das auf diese Weise erreichte Ausmaß der Dehnung ist nur klein; es übersteigt selten einige wenige Prozente. Einige Beispiele für die Ausbildung von Zwillingslamellen in beanspruchten Metallkristallen sind in Abb. 5 wiedergegeben. Auch im Falle der Zwillingsbildung ist die Gleitebene kristallographisch und nicht mechanisch bestimmt.



a b c

Abb. 2. Schema der Translation (nach H. Mark, M. Polanyi und E. Sch.). a) Zylindrischer Ausgangskristall mit freigelegter Translationsfläche. Der parallel einer Seitenkante des aufgezeichneten Sechseckes verlaufende Pfeil stellt die Translationsrichtung dar. b) Seitenansicht, c) Vorderansicht des gedehnten Modelles.



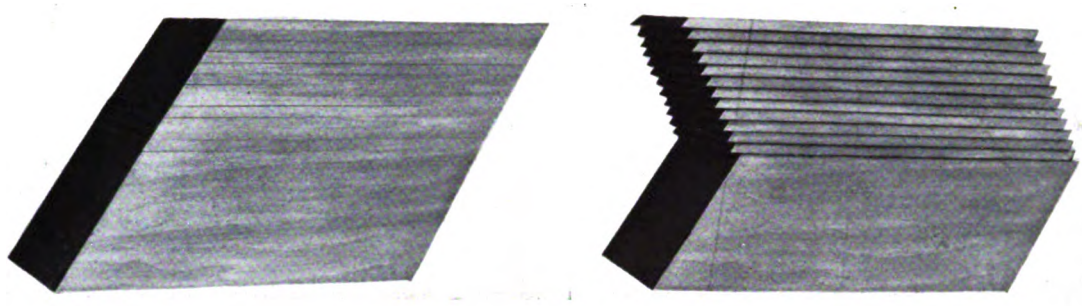
a b c d

Abb. 3. Translation im Einzelkristall, Blick senkrecht zur Bandfläche. a) Zink, b) Kadmium, c) Zinn, d) Wismut.

Bei der Spaltung nach Kristallflächen, der Translation und der mechanischen Zwillingsbildung äußert sich somit in sehr auffälliger Weise die durch den Gitterbau bedingte Anisotropie der Kristalle auch in mechanischer Hinsicht. Der Kristall wählt gewisser-

Digitized by Google

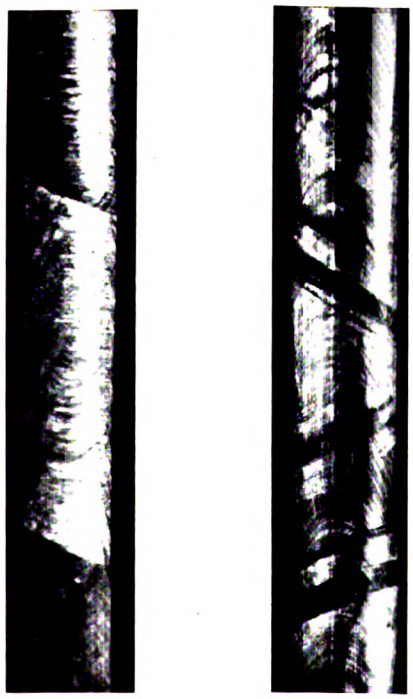
maßen aus dem angelegten Spannungsfeld nur jene Komponenten aus, die seinem Gitterbau angepaßt sind. Die an reinen Metallkristallen bisher festgestellten Spalttung stimmen zwar die verschiedenen Autoren überein, über die Translationsfläche besteht hingegen noch keine Einhelligkeit.



a b

Abb. 4. Schema der mechanischen Zwillingsbildung (nach O. Mügge).
a) Ausgangskristall, b) Deformationszwilling.

flächen, Translations- und Schiebungselemente sind in den Zahlentafeln 1 und 2 zusammengestellt. Hierzu kommen noch die an verschiedenen α-Mischkristallen des Kupfers, des Aluminiums und des Zinks erhaltenen Ergebnisse bezüglich Translation, die sämtlich Übereinstimmung mit den reinen Metallen ergaben. β-Messing, das kubisch-raumzentriert kristallisiert, ergab nach Taylor und v. Göler und Sachs $T = (10\bar{1})$, $t = [111]$.



a b

Abb. 5. Zwillingsbildung im Einkristall.
a) Zink, b) Kadmium.

Aus Zahlentafel 1, die auch die dichtest belegten Gitterebenen und -richtungen enthält, geht hervor, daß die Translationsfähigkeit bei den Metallkristallen in sehr auffälliger Weise mit der Belegungsdichte zusammenhängt. Die dichteste Gitterkante erweist sich stets als die beste Translationsrichtung, und auch die dichteste Netzebene ist in der Regel die beste Translationsfläche. Gewisse Unsicherheiten bestehen noch bei den raumzentrierten Kristallen; bezüglich der Translationsrich-

2. Bruchgefahr von Metallkristallen.

Außer den bisher geschilderten, rein kristallographischen Feststellungen haben die Untersuchungen an den Metallkristallen insbesonders auch eine Beantwortung der Frage nach der Bruchgefahr der Kristalle ermöglicht für den Fall des Bruches durch Zerreißen entlang einer glatten Reißfläche bzw. durch Einsetzen von Translation. Der Weg, der zur Untersuchung der Bruchgefahr von Metallkristallen beschritten wurde, bestand darin, daß Kristalle mit verschiedener Orientierung der Reißfläche bzw. der Translationselemente zur Längsrichtung Zugversuchen unterworfen und sodann die beobachteten Werte von Zerreißfestigkeit bzw. Streckgrenze in Beziehung zur Lage des Kristallgitters gebracht wurden.

a) Zerreißen entlang kristallographischer Spaltebenen.

In Abb. 6 ist der Querschnitt eines kreiszylindrischen Kristalls vom Querschnitt 1 dargestellt. Die senkrecht zur Zeichenfläche unter dem Winkel χ zur Längsrichtung stehende Reißfläche ist durch die Strecke AB gegeben.

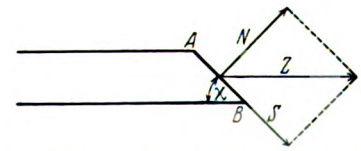


Abb. 6. Komponentenzerlegung der Zugspannung.

Die im Augenblick des Zerreißens herrschende Zugspannung Z wird in bezug auf die Reißfläche in eine Normalspannung N und eine Schubspannung S zerlegt. Wie man sich leicht überzeugt, erhält man dafür die Ausdrücke

$$N = Z \cdot \sin^2\chi \quad \ldots\ldots\ldots\ldots (1)$$

$$S = Z \cdot \sin\chi \cos\chi \quad \ldots\ldots\ldots\ldots (2)$$

Die Ergebnisse der bisherigen Versuche an Metallkristallen kann man nun dahin zusammenfassen, daß das Zerreißen stets dann eintritt, wenn ein für das Metall und die betreffende Kristallfläche charakteristischer Wert der Normalspannung senkrecht zur Spaltfläche erreicht wird. Die Zerreißfestigkeit selbst ist von der Lage der Spaltfläche zur Zugrichtung abhängig und ändert sich innerhalb weiter Grenzen. Eine anschau-

Digitized by Google

Zahlentafel 1. Spaltung und Translation von Metallkristallen.

Metall	Kristallsystem	Spaltflächen	Translationsebenen (T)	Translationsrichtungen (t)	Dichtest belegte Gitterebene	Dichtest belegte Gitterrichtung	Beobachter
Kupfer Silber Gold Aluminium	regulär-flächenzentriert		(111)	[101]	(111)	[101]	Mügge, Ewing, Rosenhain, Elam Taylor, Elam, Gough
Wolfram	regulär raumzentriert	(100	(112)	[111]	(110)	[111]	Goucher
			(101)				Schmidt
α-Eisen		(100)	—				Taylor und Elam
			(101), (112), (123)				Gough
Zink	hexagonal	(0001) (1010)	(0001)	[1010]	1. (0001) 2. (1010)	[1010]	Mark, Polanyi Schmid
Kadmium			(0001)	[1010]			Schmid und Sutter
Zinn	tetragonal		(100) (110)	[001] [011] [111]	1. (100) 2. (110)	1. [001] 2. [100] 3. [111] 4. [011]	Mark und Polanyi
Antimon	rhomboedr.	(111)					Polanyi, Schmid
Wismut	rhomboedr.	1. (111) 2. (111)	(111)	[101]	(111)	[$\bar{1}$01]	Georgieff
Tellur	rhomboedr.	(1010)	(1010)	[1010]	(100 1)	[1001]	Schmid und Wassermann

Zahlentafel 2. Schiebungselemente von Metallkristallen.

Metall	Gitterart	Gleitfläche K_1	2. Kreisschnittsebene K_2	Größe der Schiebung S	Beobachter
Cu α-Messing	regulär-flächenzentriert	(111)			Phillips
α-Fe	regulär-raumzentriert	(112)	(112)	0,7072	Mügge
Sn	tetragonal	(331)	(111)	0,1197	Mügge
As	rhomboedrisch	(011)?	(100)	0,2562	Mügge
Sb		(011)	(100)	0,1463	
Bi		(011)	(100)	0,1176	
Zn	hexagonal, dichteste Kugelpackung	(1012)	(1012)	0,1428	Mathewson und Phillips, Schmid und Wassermann
Be Mg Cd		(1012)			Mathewson u. Phillips

liche Vorstellung ihrer Orientierungsabhängigkeit gewinnt man mit Hilfe räumlicher Modelle (Festigkeitskörper), wie sie beispielsweise für die Zerreißfestigkeit von Zinkkristallen bei —185° C und von Tellurkristallen in den Abb. 7 und 8 wiedergegeben sind[1]. Eine Zusammenstellung der wenigen bisher bekannten Grenznormalspannungen ist in Zahlentafel 3 enthalten.

Am Steinsalz war dieses Gesetz der Konstanz der kritischen Normalspannungen schon vor etwa 60 Jahren von Sohncke aufgefunden worden. Voigt glaubte indes seine Unrichtigkeit durch Beobachtungen über den Einfluß der Orientierung der Seitenflächen auf die Zerreißfestigkeit von Steinsalzprismen nachgewiesen zu haben, und so war der Sohnckesche Befund wieder völlig in Vergessenheit geraten.

[1] Diese und auch die weiteren Modellkörper sind so zu verstehen, daß die untersuchte Eigenschaft (hier die Zerreißfestigkeit) gegeben ist durch die Länge des Radiusvektors vom Mittelpunkt des Körpers bis zur Oberfläche für eine Richtung, die durch die Richtung des Radiusvektors zu den Kristallachsen gegeben ist.

b) Plastische Dehnung durch Translation.

Die Untersuchung der Streckgrenze von Kristallen mit verschiedener Lage der Translationselemente zur Zugrichtung ergab in den zahlreichen bereits untersuchten Fällen, daß hier der Wert der Schubkomponente in der Translationsfläche und -richtung maßgebend ist. Diese Schubspannung ist durch die Gleichung (2) gegeben, in der Z nun die Streckgrenze und χ den Winkel zwischen Zugrichtung und Translationsfläche bedeuten[1]. Unabhängig von der gleichzeitig auf die Translationsfläche wirkenden Normalspannung (sie schwankte in den Versuchen wie 50 : 1) tritt deutliche plastische Dehnung dann ein, wenn eine bestimmte kritische Grenzschubspannung in der Translationsfläche erreicht ist. Die Streckgrenze wird ebenso wie die Zerreißfestigkeit

[1] Die exakte Formel heißt hier: $S = Z \sin\chi \cos\lambda$, wobei λ der im allgemeinen mit χ nicht übereinstimmende Winkel zwischen Zugrichtung und Translationsrichtung ist. (Abweichung der Translationsrichtung von der großen Achse der Translationsellipse, Abb. 2).

Digitized by Google

eine Funktion der Richtung, in der man sie bestimmt. Die Abb. 9 und 10 zeigen diese Orientierungsabhängigkeit an zwei Beispielen von Fließgefahrkörpern, dem des Zinkkristalles für gewöhnliche Temperatur und dem

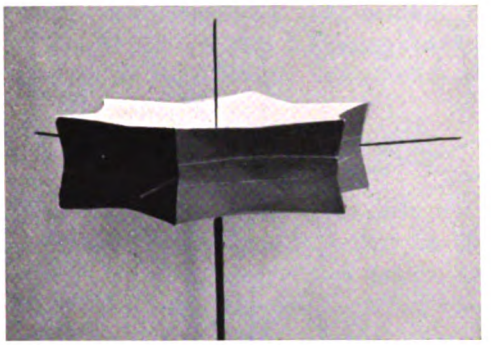


Abb. 7. Festigkeitskörper des Zinkkristalls für —185° C.

flächenzentrierter Kristalle. Insbesondere im Falle des Zinks zeigt sich, wie außerordentlich stark die Streckgrenze von der Orientierung beeinflußt wird. Die des festesten Kristalls beträgt hier das 8,1fache des für den schwächsten gültigen Wertes.

Zahlentafel 3.
Festigkeit verschiedener Metallkristalle.
(Nach E. Schmid und M. Georgieff, P. Rosbaud und G. Wassermann.)

Normalfestigkeit der Hauptspaltflächen.

Metall	Temperatur °C	Spaltfläche	Normalfestigkeit g/mm²
Zink	—185	(0001)	180
		(10$\bar{1}$0)	1820
Wismut	—80 bis 20	(111)	324
Tellur	20	(1010)	431

Schubfestigkeit der Haupttranslationssysteme.

Zink-Kadmium Mischkristalle			Zink-Kristalle mit Einlagerungen von Zink-Zinn-Eutektikum		Wismut-Kristalle	
Kadmium %	Temperatur °C	Schubfestigkeit der Basis in g/mm² (in d. [1010]-Richtung)	Zinn %	Schubfestigkeit der Basis in g/mm² (in d. [1010]-Richtung) bei 20° C	Temperatur °C	Schubfestigkeit der Basis in g/mm² (in der [110]-Richtung)
0,03	—185	126	0	94	—80	<625
0,03	20	94	0,1	244	20	221
0,13		274	0,5	313	100	168
0,53		815	1,0	322	150	131
1,03		1186	1,5	373	200	101
			2,0	355	250	103

Eine Zusammenstellung der für die Plastizität der Metallkristalle charakteristischen Werte der kritischen Grenzschubspannungen der Haupttranslationssysteme findet sich ebenfalls in Zahlentafel 3. Hierzu kommen noch die kürzlich von Sachs gemeinsam mit Karnop und Masima ermittelten Werte der kritischen Schubspannung der (111)-Fläche (in der [101]-Richtung) von 9300 g/mm² für veredelte Aluminium-Kupfer-Kristalle (5% Cu) und von 1440 g/mm² für α-Messingkristalle (72% Cu).

Bei dieser Sachlage könnte man daran denken, auf mechanischem Wege eine Bestimmung der noch strittigen Translationsfläche raumzentrierter Kristalle zu versuchen. Es ist ja anzunehmen, daß die Art der Orientierungsabhängigkeit der Streckgrenze dieser Kristalle eine verschiedene ist, je nach der wirkenden Translationsfläche. Rechnet man sich nun unter den Annahmen

T	t
1. (10$\bar{1}$)	[111]
2. (11$\bar{2}$)	
3. banal	

die Fließgefahrkörper aus, so erhält man die in der Abb. 11 wiedergegebenen Schnitte mit der Würfel- und Rhombendodekaederfläche. Die zufolge der verschiedenen Wahl der Translationsfläche zutage tretenden Unterschiede sind deutlich erkennbar; sie betragen bis zu 17% und

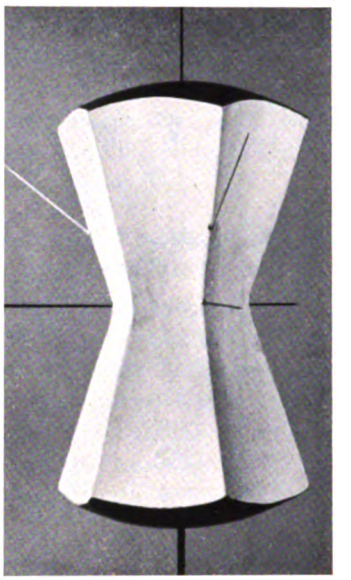


Abb. 8. Festigkeitskörper des Tellurkristalles (nach E. Sch. und G. Wassermann).

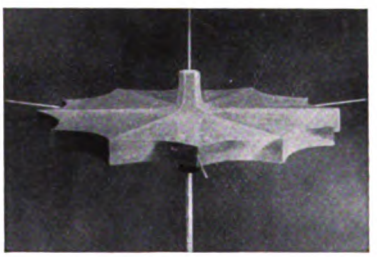


Abb. 9. Fließgefahrkörper des Zinkkristalles.

lassen so erwarten, daß man durch eine exakte experimentelle Bestimmung der Orientierungsabhängigkeit der Streckgrenze raumzentrierter Kristalle und Vergleich mit den hier unter verschiedenen Annahmen berechneten, eine Entscheidung über die Translationsfläche gewinnen könnte.

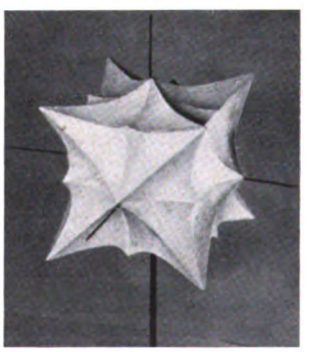


Abb. 10. Fließgefahrkörper kubisch-flächenzentrierter Kristalle.

Völlig abweichend von der hier gegebenen Darstellung hat v. Mises kürzlich versucht, mit Hilfe einer allgemeinen quadratischen Funktion der 6 Spannungsgrößen (Normalspannungen und Schubspannungen) zu einer Fließbedingung der Kristalle zu gelangen. Es würde jedoch zu weit führen, des näheren darauf einzugehen. Hervorgehoben sei hier nur noch, daß es Sachs kürzlich gelungen ist, unter Annahme des Gesetzes von

Digitized by Google

der Konstanz der Grenzschubspannung im Translationssystem den experimentell beobachteten Unterschied in der Torsions- und Zugelastizitätsgrenze regulärer, vielkristalliner Metalle zu begründen.

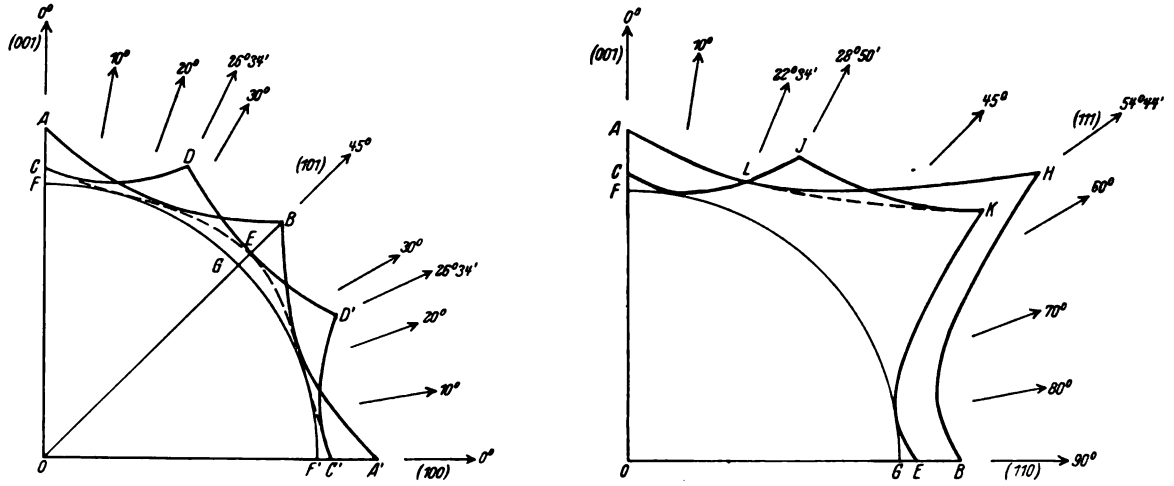


Abb. 11. Fließgefahrkörper regulär raumzentrierter Kristalle.
a) Schnitt mit einer Würfelfläche. b) Schnitt mit einer Rhombendodekaederfläche.

3. Schubverfestigung bei Translation.

An die Feststellung, daß der Beginn der deutlichen Abgleitung an die Erreichung einer bestimmten, kritischen Schubspannung im Translationssystem gebunden ist, schließt sich sofort die weitere Frage an, ob die Schubfestigkeit der Translationsfläche nun während der Dehnung konstant bleibt oder sich verändert. In besonders klarer Weise kann hierauf mit Hilfe der Abb. 12 und 13 eine Antwort gegeben werden. Abb. 12 stellt zunächst für den Fall einer einzigen Translationsfläche eine Schar berechneter Dehnungskurven dar, wie sie sich unter der Annahme konstant bleibender Schubfestigkeit für verschiedene Ausgangslagen der Translationsfläche ergeben würden. In allen Kurven sinkt die Last mit zunehmender Dehnung ab. Die Stärke dieser Lastabnahme hängt, wie Abb. 12 zeigt, in sehr ausgeprägtem Maß von der Ausgangslage der Translationsfläche ab. Je querer diese liegt, um so stärker sinkt die Last mit zunehmender Dehnung. In Abb. 13 sind diesen theoretischen Kurven experimentelle Kurven gegenübergestellt, die an Zinkkristallen verschiedener Orientierung in einem Schopperschen Festigkeitsprüfer erhalten worden sind. Aus dem (besonders bei sehr schräger Ausgangslage sehr starken) Lastanstieg während der Dehnung (auch die einen anfänglichen Lastabfall aufweisenden Kurven zeigten bei weiterer Dehnung der Kristalle wieder einen Anstieg der Last) folgt, daß die Schubfestigkeit der Translationsfläche keineswegs konstant bleibt, sondern eine erhebliche Erhöhung erfährt. Der Zinkkristall weist also eine deutliche „Schubverfestigung" während der plastischen Dehnung durch Translation auf, worauf Polanyi als erster hingewiesen hat. Die in Abb. 13 dargestellte Kurvenschar zeigt weiterhin aber auch, daß diese Verfestigung doch weitgehend kristallographisch gesetzmäßig erfolgen muß. Die Steilheit der Kurven nimmt einsinnig mit zunehmendem Stellungswinkel der Translationsfläche ab. Wie eine Transformation der Koordinaten der üblichen Darstellung der Dehnungskurve (Last /mm² Ausgangsquerschnitt und Dehnung) auf dem Mechanismus der Translation besser entsprechende, kristallographische Koordinaten (Schubspannung in der Translationsfläche und Abgleitung) lehrt, ist das ganze Spektrum der zu verschiedenen Orientierungen gehörigen, üblichen Dehnungskurven durch eine einzige Kurve darstellbar. Diese „Verfestigungskurve", die die Schubfestigkeit (S) der Translationsfläche als Funktion der Abgleitung (a) darstellt, verläuft für Zinkkristalle mit guter Näherung linear und ist somit durch einen Ausdruck von der Form $S = S_0 + k \cdot a$ darstellbar, worin S_0 die Schubfestigkeit im Ausgangszustand

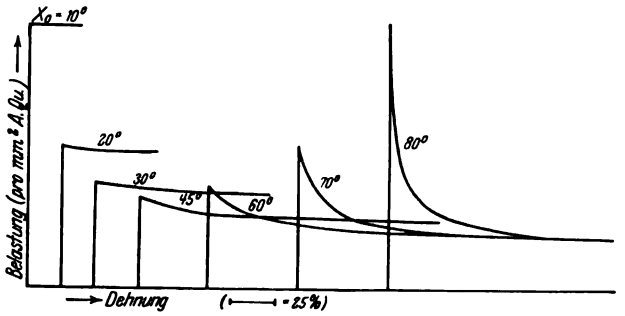


Abb. 12. Theoretische Dehnungskurven von Einkristallen. Berechnet unter der Annahme konstant bleibender Schubfestigkeit der Translationsfläche.

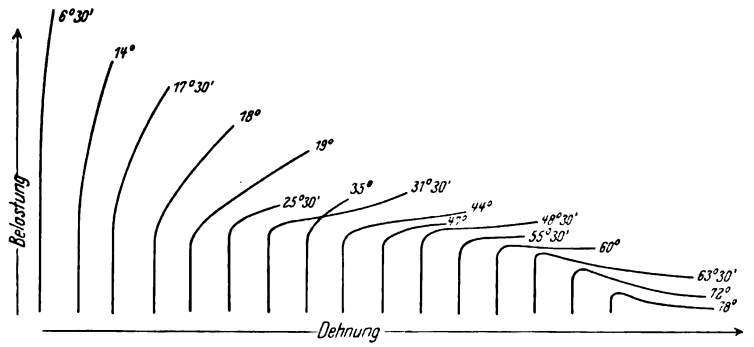


Abb. 13. Dehnungskurven von Zinkkristallen (nach P. Rosbaud und E. Sch.). Die Stellungswinkel der Basistranslationsfläche sind bei den einzelnen Kurven angeschrieben.

Digitized by Google

und k eine Konstante (von der Dimension einer Spannung) bedeutet[1]. Mit Hilfe dieses Ausdruckes läßt sich in einfacher Weise die Gleichung der Schar der orientierungsabhängigen üblichen Dehnungskurven gewinnen, welche als Parameter die Ausgangsstellungswinkel χ_0 und λ_0 von Translationsfläche und -richtung enthält. Es ergibt sich für die auf den Ausgangsquerschnitt bezogene Last (Q) als Funktion der Dehnung (d) der Ausdruck

$$Q = \frac{d}{\sin^2 \chi_0} \left(k + \frac{S_0 \sin \chi_0 - k \cos \lambda_0}{\sqrt{d^2 - \sin^2 \lambda_0}} \right).$$

Ein ähnliches Ergebnis erhielten Karnop und Sachs auch an Aluminiumkristallen. Auch hier ist die Dehnungskurve in sehr ausgeprägtem Maß von der Lage der Translationssysteme abhängig und auch hier beschreibt eine einzige Verfestigungskurve die Beobachtungen in befriedigender Weise. So wie die Zerreißfestigkeit und die Streckgrenze, verliert somit am Einzelkristall auch die Dehnungskurve ihre Bedeutung als charakteristische Materialfunktion. Während die beiden ersteren durch kritische Normal- und Schubspannungen der Hauptspaltflächen bzw. Translationssysteme zu ersetzen sind, tritt an die Stelle der Dehnungskurve die von der Orientierung unabhängige (in den Koordinaten Schubfestigkeit des wirkenden Translationssystems und Abgleitung gegebene) Verfestigungskurve.

Mit fortschreitender Dehnung erfährt aber nicht nur die Schubfestigkeit der wirkenden Translationsfläche eine stetige Erhöhung, auch die Schubfestigkeiten latenter Translationssysteme werden erhöht. Desgleichen steigen hierbei die kritischen Normalspannungen der Spaltflächen des Kristalls (Reißverfestigung). Durch Temperaturerhöhung oder auch durch Lagernlassen bei gewöhnlicher Temperatur können diese Erhöhungen der kritischen Grenzspannungen ohne Kornneubildung (Rekristallisation) wieder — bisweilen völlig — rückgängig gemacht werden, eine Erscheinung, die als Kristallerholung (Kristallvergütung) bezeichnet worden ist. Durch Wechselbeanspruchung erfolgt die Schub- und Reißverfestigung ungleichartig in dem Sinne, daß eine Erhöhung der Brüchigkeit des Kristalls eintritt. Mischkristallbildung und Einlagerung fremder Kristallarten sind von erheblichem Einfluß auf die kritischen Grenzspannungen. Alle diese Punkte, die zur Zeit in experimenteller Bearbeitung stehen, sollen hier aber nur angedeutet sein und zum Schluß sei nur noch ganz kurz das wenige aufgeführt, das wir heute über die Bedeutung des zweiten Mechanismus der plastischen Kristalldeformation, der mechanischen Zwillingsbildung, für die Deformierbarkeit der Kristalle wissen.

[1] Die Abgleitung ist dabei, worauf Sachs hinwies, auf die Einheitsdicke des Gleitschichtenpaketes und nicht, wie seinerzeit in einer gemeinsamen Arbeit mit Rosbaud, auf die Einheitslänge des Kristalls zu beziehen.

4. Bedeutung der mechanischen Zwillingsbildung für die plastische Kristalldeformation.

Hier handelt es sich vorläufig erst um mehr qualitative Aussagen über die Rolle, die die mechanische Zwillingsbildung für die Verformbarkeit und für die Verfestigung der Kristalle spielt. Für ein quantitaves Gesetz, welches analog jenen für das Zerreißen bzw. das Einsetzen von Translation, das Einsetzen von mechanischer Zwillingsbildung beherrscht, sind heute noch kaum Anhaltspunkte vorhanden.

Bereits eingangs war hervorgehoben worden, daß das Ausmaß der Deformation durch mechanische Zwillingsbildung an sich stets klein bleibt und wenige Prozente selten übersteigt. Und doch kommt auch diesem Dehnungsmechanismus, allerdings in indirekter Weise, große Bedeutung für die Plastizität der Kristalle zu. Durch die mit ihm einhergehende Umklappung des Gitters kann nämlich, was besonders bei Kristallen mit singulärer Translationsfläche eine große Rolle spielt, eine vorher ungünstig (unter kleinem Winkel) zur Deformationsrichtung liegende Translationsfläche in eine für ausgiebige Translation erheblich günstigere Lage gelangen. Die mechanische Zwillingsbildung kann so die Veranlassung zu einer weiteren, sehr erheblichen plastischen Dehnung durch Translation werden, ein Fall, der in sehr ausgeprägtem Maß an Zink- und Kadmiumkristallen beobachtet wird.

Über die Bedeutung der mechanischen Zwillingsbildung für die Verfestigung läßt sich heute nur sagen, daß sie allem Anschein nach mit einer erheblichen (bei Zinkkristallen etwa 100% betragenden) unstetigen Erhöhung der Schubfestigkeit der Translationssysteme verknüpft zu sein scheint. Es ist zu hoffen, daß im Gang befindliche Untersuchungen auch über diese, sowohl vom praktischen wie theoretischen Standpunkt interessante Frage weitere Klarheit bringen werden.

Über die Dehnung von Kadmiumkristallen.

Von **W. Boas** und **E. Schmid**[1].

Die Mechanismen der plastischen Deformation von Metallkristallen sind durch eine große Zahl von Arbeiten in den letzten Jahren sichergestellt worden. Stets haben sich auch hier, wo die Deformation bisweilen außerordentlich hohe Beträge erreicht, die beiden in der Kristallographie seit über 50 Jahren bekannten Deformationsvorgänge, Translation und mechanische Zwillingsbildung als wirksam erwiesen. Die Spaltung nach ebenen Kristallflächen tritt zu diesen beiden, den Zusammenhang des Versuchskörpers wahrenden Deformationsarten bei einigen Metallkristallen als ein weiterer Vorgang bei überelastischer Beanspruchung[1].

[1] Original: Z. Phys. Bd. 54, S. 16. 1929.

[1] Für neuere zusammenfassende Darstellungen vgl. z. B. M. Polanyi: Naturwissensch. Bd. 16, S. 285. 1928; C. H. Mathewson: Ann. Lecture, A. I. M. M. New York 1928; E. Schmid: Metallwirtsch. Bd. 7, S. 1011. 1928. Noch nicht völlig geklärt scheinen die Verhältnisse bei raumzentrierten Metall- und Legierungskristallen. G. J. Taylor und C. F.

Digitized by Google

In quantitativer Hinsicht hat sich ergeben, daß der Eintritt der plastischen Deformation der Kristalle, wenigstens soweit er Spaltung und Translation betrifft, durch kritische Grenzspannungen beschreibbar ist. Im Falle des spröden Zerreißens nach glatten Flächen erwies sich die Erreichung einer für die Reißfläche charakteristischen Normalspannung als maßgebend für den Bruch[1]. Das Einsetzen deutlicher Translation ist an das Auftreten einer bestimmten charakteristischen Schubspannung in Translationsfläche und -richtung gebunden[2]. Die Bedingung für das Auftreten mechanischer Zwillingsbildung ist zur Zeit noch unbekannt.

Die für die Plastizität der Kristalle wesentlichen Grenzspannungen erwiesen sich nun aber keineswegs als konstante, von der Vorgeschichte des Kristalls (Deformationszustand) unabhängige Größen. Sie werden vielmehr durch die plastische Deformation in weitestgehendem Maße Veränderungen unterworfen, die sich in der Regel als erhebliche Anstiege äußern und durch den technischen Ausdruck „Verfestigung" umfaßt werden[3]. Als wesentlich sei hervorgehoben, daß sich auch hierbei kristallographische Gesetzmäßigkeiten erkennen lassen[4].

Ebenso wie die experimentell beobachteten niedrigen Werte für die kritischen Grenzspannungen eine befriedigende gittertheoretische Erklärung heute noch nicht gefunden haben, sind auch die Änderungen dieser Größen quantitativ vorläufig noch nicht deutbar. Für eine einfache Beschreibung der Beobachtungen haben sie sich jedoch als so wertvoll erwiesen, daß wir von ihrem Standpunkt aus die sehr komplizierte Erscheinung der Kristallverfestigung zunächst kurz analysieren wollen.

A. Bedeutung der Translation.

Betrachten wir zunächst den Einfluß der Translation auf kritische Normalspannung (N_k) von Spaltflächen, kritische Schubspannung (S_k) von Translationssystemen und auf die Bedingung für das Einsetzen von mechanischer Zwillingsbildung. Zu unterscheiden ist dabei noch, ob die untersuchte Reiß- bzw. Translations- oder Zwillingsebene mit der wirkenden Translationsfläche (T) identisch ist oder nicht.

1. Reißfläche identisch mit T.

Zn-Kristalle zeigten bei —185° C keinen Anstieg von N_k der Basis (Dehnungen bis 130%)[1]. Wechselbeanspruchung (Torsion) bei Zimmertemperatur führt hingegen zu Reißverfestigung auf das Zwei- bis Dreifache[2]. Weitere Versuche liegen nicht vor. Von den reinen Metallen dürfte Bi ein geeignetes Versuchsmaterial darstellen.

2. Reißfläche verschieden von T.

N_k der Prismenfläche I. Art von Zn-Kristallen steigt durch Basistranslation bis auf das Vierfache[3]. Bi-Kristalle würden auch hier weiteres Material liefern.

3. Translationsfläche identisch mit T.

Der Anstieg von S_k erfolgt stetig mit zunehmender Translation. Für Zn, Al, Al-Cu-Mischkristalle, α-Messing und durch die vorliegenden Versuche auch für Cd ist der als Verfestigungskurve bezeichnete Zusammenhang zwischen S_k und der kristallographischen Abgleitung (a) bekannt[4]. Auch Wechselbeanspruchung (Al, Zn) bedingt zum mindesten anfänglich erhebliche Schubverfestigung[5]. Im weiteren Verlauf tritt dann bei Zn allerdings ein für die Ermüdung des Kristalls wesentliches Absinken der Schubfestigkeit des Translationssystems ein (Abb. 1).

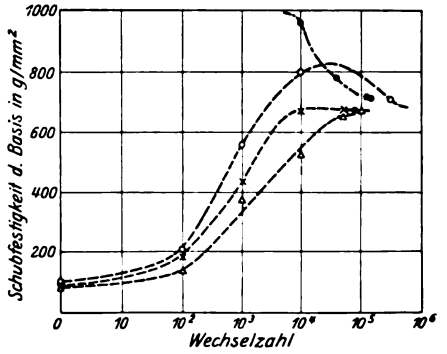


Abb. 1. Ermüdung von Zinkkristallen bei Wechseltorsion. Verdrillungsbereich 15°: — — — —, Verdrillungsbereich 20°: — • — • — • —.

4. Translationsfläche verschieden von T.

An Al-, Cu-, Ag- und Au-Kristallen erfolgt die Verfestigung einer latenten (111)-Fläche nahezu in gleichem Maße wie die der wirksamen. Der Unterschied liegt im Sinne einer stärkeren Verfestigung der latenten[6]. Bei Sn-Kristallen zeigt sich ein latentes Translationssystem erheblich stärker verfestigt als das kristallographisch gleichwertige wirksame[7]. Deutlich stärkere Verfestigung

---

Elam: Proc. Roy. Soc. Bd. 112, S. 337. 1926; G. J. Taylor: Ebenda Bd. 118, S. 1. 1928; H. Gough: Ebenda Bd. 118, S. 498. 1928.

[1] E. Schmid: Proc. int. Congr. appl. Mech. Delft 1924, S. 342; M. Georgieff und E. Schmid: Z. Phys. Bd. 36, S. 759. 1926; G. Wassermann und E. Schmid: Ebenda Bd. 46, S. 653. 1928.

[2] E. Schmid: l. c.; P. Rosbaud und E. Schmid: Z. Phys. Bd. 32, S. 197. 1925; M. Georgieff und E. Schmid: l. c.; E. Schmid: Z. Phys. Bd. 40, S. 54. 1926; R. Karnop und G. Sachs: Z. Phys. Bd. 49, S. 480. 1928; M. Masima und G. Sachs: Ebenda Bd. 50, S. 161. 1928.

[3] Hierbei unterscheidet man nach M. Polanyi zweckmäßig zwischen der Zerreißfestigkeit (Normalspannung) treffenden „Reißverfestigung" und der „Schubverfestigung", die in einer Erhöhung der Schubfestigkeit des Translationssystems besteht. (Z. techn. Phys. Bd. 5, S. 580. 1924.)

[4] P. Rosbaud und E. Schmid: l. c.; R. Karnop und G. Sachs: Z. Phys. Bd. 41, S. 116. 1927; E. Schmid: Ebenda Bd. 40, S. 54. 1926; C. F. Elam: Proc. Roy. Soc. Bd. 115, S. 133. 1927; R. Karnop und G. Sachs: Z. Phys. Bd. 49, S. 480. 1928; M. Masima und G. Sachs: l. c.

[1] E. Schmid: Delfter Vortrag.

[2] E. Schmid: Z. Metallkunde Bd. 20, S. 69. 1928.

[3] E. Schmid: Delfter Vortrag und Z. Phys. Bd. 32, S. 918. 1925.

[4] Siehe nebenstehende Anm. 4.

[5] H. J. Gough, D. Hanson und S. J. Wright: Aeron. Res. Com. R. A. M. Nr. 1025. 1926; Phil. Trans. Roy. Soc. Bd. 226, S. 1. 1926; J. Inst. Met. Bd. 36, S. 173. 1926; E. Schmid: Z. Metallkunde, l. c.

[6] G. J. Taylor und C. F. Elam: Proc. Roy. Soc. Bd. 102, S. 643. 1923; Bd. 108, S. 28. 1925; C. F. Elam: Ebenda Bd. 112, S. 289. 1926.

[7] M. Polanyi: Z. Krist. Bd. 61, S. 49. 1925; E. Schmid: Z. ang. Math. Mech. Bd. 5, S. 129. 1925; Z. Phys. Bd. 40, S. 54. 1926.

Digitized by Google

des latenten Systems wird auch bei Messing- und Aluminiumbronzekristallen beobachtet[1].

5. Zwillingsebene K_1 identisch mit T.

Beobachtungen liegen nicht vor. Material können nur Kristalle, bei denen T keine Symmetrieebene ist, liefern.

6. K_1 verschieden von T.

Mit zunehmender Abgleitung (a) erhebliche Erschwerung der mechanischen Zwillingsbildung. (Zn[2] und die vorliegenden Versuche an Cd.)

In der Regel bewirkt somit die Translation eine mechanische Verfestigung des Kristalls.

B. Bedeutung der mechanischen Zwillingsbildung.

Völlig analog hätten wir nun die Bedeutung der mechanischen Zwillingsbildung zu diskutieren. Experimentelle Beobachtungen liegen hier zur Zeit nur in geringstem Ausmaß vor. So wissen wir heute für Metallkristalle noch gar nichts über den Einfluß der mechanischen Zwillingsbildung auf N_k von Reißflächen; entsprechende Versuche dürften am Zn und Bi (Sb) durchführbar sein.

Über den Einfluß der mechanischen Zwillingsbildung auf S_k von Translationsflächen geben Versuche an Zn[3] und vor allem die vorliegenden an Cd-Kristallen Anhaltspunkte. S_k steigt dabei unstetig und sehr erheblich an. Dieser Anstieg scheint weiterhin eine Funktion der vorangegangenen Translation zu sein, derart, daß mit zunehmender Translation (also steigender primärer Verfestigung) die weitere durch Zwillingsbildung bedingte Verfestigung abnimmt.

Über den Einfluß der mechanischen Zwillingsbildung auf weitere Zwillingsbildung, also über die Frage, ob ein Deformationszwilling oder der Ausgangskristall fester gegen mechanische Zwillingsbildung ist, liegen heute noch kaum Anhaltspunkte vor. Hier dürfte vor allem maßgebend sein, ob die durch nochmalige Zwillingsbildung erzielbare plastische Deformation dem Sinne der angelegten Spannung gleich- oder entgegengerichtet ist. Ferner hat man hier zu unterscheiden zwischen Rückbildung eines Deformationszwillings und Ausbildung eines sekundären — vom Ursprungskristall verschiedenen — Zwillings. Nach der Angabe von Czochralski, daß es durch Rückbiegung von Zn-Blechen gelingt, vorher erzeugte Deformationszwillinge zum Verschwinden zu bringen, dürfte die Rückbildung in diesem Falle leichter vor sich gegangen sein als die weitere Verzwilligung des Mutterkristalls[4].

Jedenfalls haben, auch bezüglich der mechanischen Zwillingsbildung, alle quantitativen bisherigen Versuche erwiesen, daß dieser Deformationsvorgang mit einer Kristallverfestigung verknüpft ist.

Die Tatsache, daß diese Verfestigung mit zunehmender primärer Verfestigung durch vorangegangene Translation abnimmt, steht in auffälliger Parallele zu anderen Beobachtungen der Überlagerung zweier Verfestigungen, die durch verschiedene Ursachen entstanden sind. So zeigen Zn-Cd-Mischkristalle (die Löslichkeit für Cd reicht hier nur bis 1%), für die die Ausgangsschubfestigkeit mit zunehmendem Cd-Gehalt erheblich ansteigt, ein starkes Absinken der durch gleiche Translation bewirkten Schubverfestigung[1]. Dasselbe Verhalten zeigen durch Wechselbeanspruchung primär verfestigte Zn-Kristalle[2]. Das durch ein zweites Translationssystem abgelöste, primäre Translationssystem von α-Messingkristallen zeigt bei erneuter Betätigung nach der mit starker Verfestigung verbundenen Ruhezeit nur mehr sehr geringen Anstieg der Schubfestigkeit mit zunehmender Abgleitung. (Häufig wird sogar eine wenn auch schwache Schubentfestigung beobachtet[3]). Schließlich ist als hierher gehörig noch hervorzuheben, wofür bereits Beispiele an Zn vorliegen[4] und an Cd-Kristallen in dieser Arbeit erbracht werden, daß die Translation im (unstetig erheblich weiter verfestigten) Deformationszwilling unter konstanter oder nur wenig steigender Schubspannung vor sich geht. Die Begrenzung der Verfestigungsfähigkeit eines Kristalls tritt in allen diesen Fällen überaus deutlich in Erscheinung.

I. Beginn der Translation von Kadmiumkristallen.

Ausgangsmaterial für die Herstellung unserer Kadmiumkristalle bildete stets Cd-„Kahlbaum". Die Kristalle wurden nach dem Czochralskischen Ziehverfahren gewonnen; die Kühlung erfolgte mit CO_2. Die Ziehgeschwindigkeit mußte zu sehr kleinen Werten herabgemindert werden, um Kristalle mit annähernd quer zur Drahtachse liegender Basisfläche zu erhalten. Mit einer Geschwindigkeit von 20 cm/St. wurden Kristalle nur bis zu Neigungswinkeln (χ_0) der Basis zur Längsrichtung von etwa 45° erhalten; Verlangsamung des Ziehens bis auf 5 cm/St. lieferte Kristalle mit χ_0-Winkeln bis 79° und erst weitere Erniedrigung der Geschwindigkeit auf 1,5 cm/St. führte bis zur Querlage der Basis. Die angegebenen Werte geben somit auch einen Anhalt für die Orientierungsabhängigkeit der Kristallisationsgeschwindigkeit des Kadmiums. Auf eine weitere Bedeutung der Ziehgeschwindigkeit haben wir weiter unten noch einzugehen. Der Querschnitt der Drähte war mehr oder minder kreisförmig; sein Durchmesser lag zwischen 0,5 und 1 mm.

Die Translationselemente des Kadmiums sind dieselben wie die des Zinks. Die Basis stellt die Translationsfläche, die digonale Achse I. Art die Translationsrichtung dar. Abb. 2, die eine Drehkristallaufnahme eines weitgehend gedehnten, um die Translationsrichtung gedrehten Kristalls wiedergibt, bestätigt diesen Befund. Die aus dem Diagramm berechnete Identitätsperiode in der Translationsrichtung beträgt 3,05 Å gegenüber dem für die digonale Achse I. Art gültigen Wert von 2,98 Å. Die Verteilung der Interferenzen auf Äquator und erste

[1] C. F. Elam: Proc. Roy. Soc. Bd. 115, S. 148. 1927; Bd. 116, S. 694. 1927; M. Masima und G. Sachs: l. c.

[2] E. Schmid und G. Wassermann: Z. Phys. Bd. 48, S. 370. 1928. Im folgenden als l. c. bezeichnet.

[3] E. Schmid und G. Wassermann: l. c.

[4] J. Czochralski: Moderne Metallkunde. Berlin: Springer 1924.

[1] P. Rosbaud und E. Schmid: l. c.

[2] E. Schmid: Z. Metallkunde, l. c.

[3] C. F. Elam: Proc. Roy. Soc. Bd. 115, S. 148. 1927; M. Masima und G. Sachs: l. c.

[4] E. Schmid und G. Wassermann: l. c.

Digitized by Google

Schichtlinie stimmt lückenlos mit der für [10$\bar{1}$0] als Drehrichtung zu erwartenden überein[1].

Die Dehnungsversuche wurden ausschließlich mit einem Fadendehnungsapparat nach M. Polanyi ausgeführt[2]. Die genaue Querschnittsbestimmung der Kristalle erfolgte außer durch mikrometrische Messung auch daß bisweilen sogar die Schubspannung nach Beginn der Translation zunächst eine Abnahme aufweist (vgl. Abb. 5)[1].

Auch auf Grund von Fließversuchen könnte man auf eine anfängliche Entfestigung schließen. Abb. 6 zeigt einige an einem verschieden stark belasteten Kadmium-

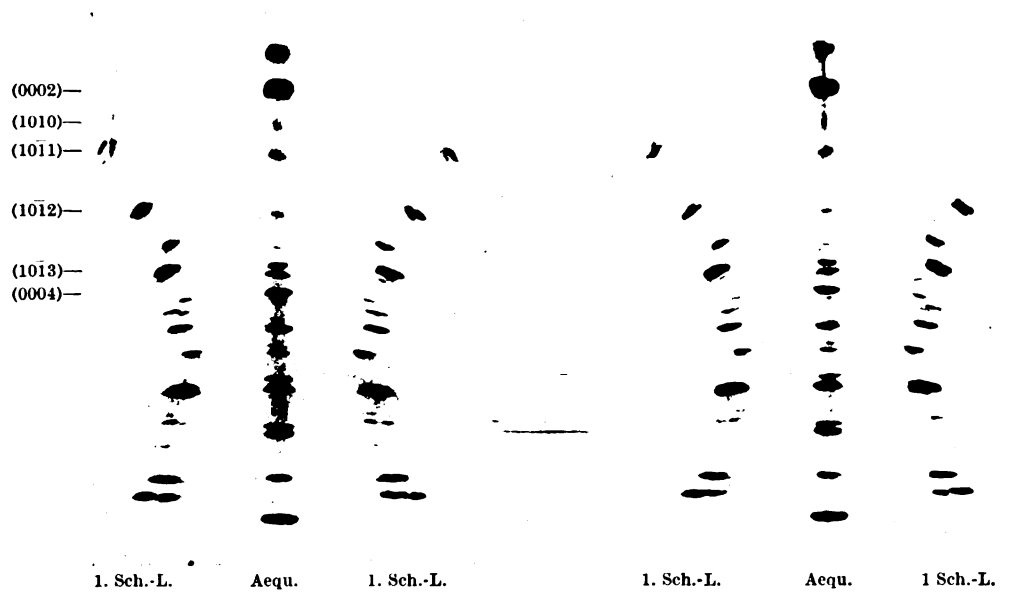


Abb. 2. Drehkristallaufnahme eines Kadmiumkristalls um die Translationsrichtung. Film parallel Strahl. Kupferstrahlung.

noch durch Wägung der einzelnen Versuchsstücke. Die Senkungsgeschwindigkeit der Mikrometerschraube wurde bei allen Versuchen konstant gehalten und betrug 0,0020 mm/sek. (Motorantrieb). Größte Sorgfalt wurde auf schonende Einspannung der Drähte gelegt. Zur Bestimmung der frei dehnbaren Ausgangslänge (l_0) wurde von der gemessenen Klemmenentfernung (L_0) die Strecke Δl_0 subtrahiert, welche der Blockierung der in den Klemmen festgehaltenen Translationsebenen entspricht (vgl. Abb. 3).

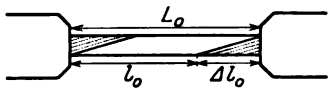


Abb. 3. Blockierung von Kristallteilen durch die Klemmbacken.

Die Bestimmung der Kristallorientierung erfolgte stets röntgenographisch, gegebenenfalls durch schiefe Aufnahmen, um die Basis zur Reflexion zu bringen. Die Genauigkeit der so erhaltenen Winkel beträgt $\pm 45'$. Daß durch die untersuchten Kristalle der mögliche Orientierungsbereich genügend dicht bedeckt ist, zeigt Abb. 4.

Der Beginn ausgiebiger Translation macht sich durch eine unvermittelte Abnahme des mit der Senkung der Mikrometerschraube einhergehenden Spannungsanstiegs bemerkbar. Häufig tritt sogar ein Absinken der Spannung (σ) mit zunehmender Dehnung (d) ein, wie es bei Fehlen erheblicher Verfestigung ja auch zu erwarten ist. Die Umrechnung der so erhaltenen Anfänge der Lastdehnungskurven auf die kristallographische Verfestigungskurve mit den Koordinaten Schubspannung (S) im Translationssystem und Abgleitung (a) zeigt indessen,

kristall erhaltene typische Fließkurven, die in Reihenfolge ihrer Aufnahme numeriert sind. Die Dehnung ist der Bauart des Polanyischen Apparates entsprechend dabei durch die Abnahme der Spannung (mit der sie ge-

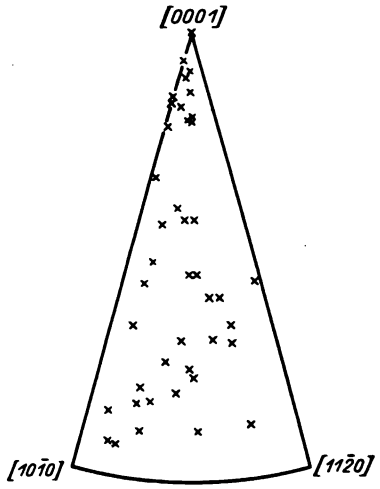


Abb. 4. Orientierung der untersuchten Cd-Kristalle.

[1] Auf den einzigen Fall, in dem sich andere Translationselemente betätigt haben, wird später hingewiesen.

[2] M. Polanyi: Z. techn. Phys. Bd. 6, S. 121. 1925.

[1] Die Bestimmung der Abgleitung (a) aus der Dehnung $\left(d = \frac{\text{Endlänge}}{\text{Anfangslänge}} - 1\right)$ ist durch die Formel

$$a = \frac{1}{\sin \chi_0} \left(\sqrt{d^2 - \sin^2 \lambda_0} - \cos \lambda_0\right)$$

gegeben. (χ_0 = Winkel zwischen Drahtachse und Translationsfläche, λ_0 = Winkel zwischen Drahtachse und Translationsrichtung.) Als Näherung für sehr kleine Dehnungen, bei denen die Änderung der Stellungswinkel der Translationselemente noch zu vernachlässigen ist, ergibt sich $a = \frac{d - 1}{\sin \chi_0 \cos \lambda_0}$. Aus dem gleichen Grunde ist hier auch $S = \sigma \sin\chi_0 \cos\lambda_0$ zu setzen.

Digitized by Google

koppelt ist) gegeben. Man sieht, wie bei Erreichung einer bestimmten Spannung die Fließgeschwindigkeit plötzlich einen sehr hohen Betrag annimmt (Kurve 3)

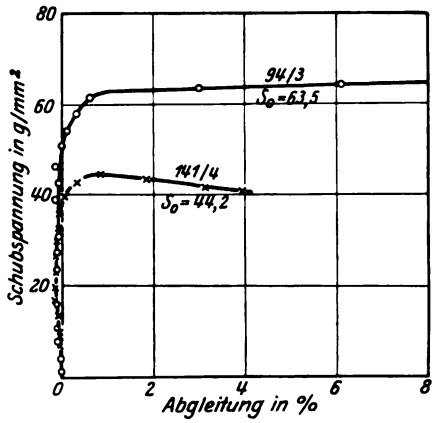


Abb. 5. Beginn der Dehnung von Cd-Kristallen mit sehr verschiedener Ausgangslage der Basis. (65,7° bei Kristall 141/4 und 11,2° bei Kristall 94/3.)

und der Kristall nun auch bei niedrigeren Spannungen erheblich rascher fließt als vorher (Kurve 3 durchschneidet Kurve 2).

Trotz dieser Befunde halten wir eine Entfestigung des Kristalls im Anfang der Translation nicht für erwiesen.

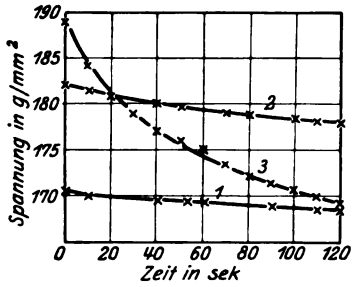


Abb. 6. Fließkurven eines Cd-Kristalls nach verschieden starker Beanspruchung. Eine Spannungsabnahme von 10 g/mm² entspricht hier einer Dehnung von 0,67%.

so erhaltenen Kurven ließ sich die Streckgrenze klar erkennen.

Tabelle 1.
Vergleich der aus Fließ- und Dehnungskurven ermittelten Streckgrenzen.

Kristall Nr.	Streckgrenze (g/mm²) aus Fließkurve	Dehnungskurve[1]
62	158	136
61	189	178
54	155	159
125	106 114	115
144	87 83	99

Über das Ausmaß der plastischen Deformation vor Erreichung der Streckgrenze können wir keine bündigen Angaben machen. Die entsprechenden, an den Kadmiumkristallen beobachteten Abgleitungen betrugen bis zu 4%.

Die Ergebnisse aller Versuche zur Ermittlung der Orientierungsabhängigkeit der Streckgrenze sind in Tabelle 2 und Abb. 8 dargestellt. Es ergibt sich eine völlige Bestätigung des bisher stets an Metallkristallen beobachteten Gesetzes, daß der

Abb. 7. Cd-Kristall. Beginn der Translation. $V = 12$.

Wie ja schon mehrmals hervorgehoben wurde und wie dies Abb. 7 an einem charakteristischen Beispiel zeigt, setzt die Dehnung mit Ausbildung einer lokalen Einschnürung ein, die sowohl ein Absinken der Schubspannung wie einen Anstieg der Fließgeschwindigkeit vortäuschen kann.

Sowie die Dehnungskurven durch plötzliche Abnahme des Spannungsanstiegs mit der Dehnung einen ganz bestimmten Spannungswert als bedeutsam erkennen lassen, weisen auch die Fließkurven auf einen ausgezeichneten Spannungswert hin. Die Fortsetzung des in Abb. 6 dargestellten Fließversuchs zeigt nämlich, daß es in der Regel nicht mehr gelingt, die Ausgangsspannung der Kurve 3 zu erreichen. Ihr Wert deckt sich, wie an mehreren Beispielen nachgewiesen wurde (vgl. Tabelle 1), mit der durch die Dehnungskurve nahegelegten Spannung, die wir — früheren Arbeiten entsprechend — als Streckgrenze des Kristalls bezeichnen. Ihre Bestimmung erfolgte im weiteren stets aus den Dehnungskurven, wobei als Abszisse jedoch statt der Dehnung die Abgleitung benutzt wurde, die sich von ihr in dem betrachteten Gebiet nur durch den orientierungsabhängigen Proportionalitätsfaktor $\sin \chi_0 \cdot \cos \lambda_0$ unterscheidet. An allen Beginn deutlicher Translation an die Erreichung einer bestimmten konstanten Schubspannung im Translationssystem gebunden ist.

Auf einen Punkt ist hier aber noch besonders hinzuweisen. Der Wert der kritischen Grenzspannung ist von den Herstellungsbedingungen des Kristalls in sehr erheblichem Maße abhängig. Je langsamer der Kristall aus der Schmelze gezogen wurde, um so niedriger ist die Schubfestigkeit seines Translationssystems. Sowohl in der Tabelle wie in der Abbildung sind dementsprechend die Kristalle in drei Gruppen geteilt, die den verschiedenen Ziehgeschwindigkeiten entsprechen. In jeder der Gruppen für sich gilt das Schubspannungsgesetz. Der Mittelwert der kritischen Schubspannung in der Basis in Richtung einer digonalen Achse I. Art beträgt für eine Ziehgeschwindigkeit von 20 cm/St. $58{,}4 \pm 0{,}9$ g/mm², für Ziehgeschwindigkeiten von 5 bis 10 cm/St. $39{,}7 \pm 1{,}2$ g/mm² und schließlich für die langsamste benutzte Ziehgeschwindigkeit von 1,5 cm/St. nur mehr $25{,}5 \pm 2{,}2$ g/mm². Dieser Wert stellt die niedrigste, an Metallkristallen bisher beobachtete Schubfestigkeit eines

[1] Die hier angegebenen Zahlen stellen das Mittel aus allen an demselben Kristall erhaltenen Einzelwerten dar.

Digitized by Google

Tabelle 2.
Streckgrenze von Cd-Kristallen bei Zimmertemperatur.

Kristall Nr.	Winkel zwischen Zugrichtung und Basisfläche (χ_0)	Exzentrizität der Translationsrichtung ($\varkappa_0$) [1]	$\sin\chi_0\cos\lambda_0$	Streckgrenze (σ_s) g/mm²	Schubspannung (S) in g/mm² Basisfläche	Normalspannung (N) in g/mm² Basisfläche
a) Ziehgeschwindigkeit 20 cm/St.						
115	4,6°	4,5°	0,0794	850	67,5	5,47
				800	63,5	5,13
16	7	7,4	0,120	440	52,7	6,51
				435	52,1	6,45
				381	45,6	5,65
99	7	15,9	0,116	430	49,8	6,38
				452	52,5	6,70
				428	49,6	6,33
				342	39,7	5,08
81	7,5	23,9	0,119	445	51,6	6,59
				485	57,4	8,25
				450	53,2	7,66
				495	58,5	8,42
89	9	2,3	0,154	405	62,3	9,9
				410	63,1	10,0
				330	50,8	8,1
95	10,7	6,1	0,181	400	61,5	9,8
				335	60,6	11,6
				323	58,4	11,1
94	11,2	8,5	0,188	377	70,6	14,4
				389	73,0	14,8
				338	63,5	12,8
93	12,9	12,5	0,212	245	51,8	12,2
47	13,6	6,2	0,227	235	53,4	12,9
				245	55,6	13,5
92	16,1	14,3	0,258	200	51,6	15,5
				207	53,4	16,0
15	20,1	22,2	0,299	249	74,1	29,4
				235	70,0	27,8
14	21,2	19,1	0,319	264	84,2	34,4
				222	70,9	29,0
54	21,3	13,1	0,329	164	54,0	21,6
				167	54,9	22,0
				160	52,6	21,1
				145	47,7	19,1
101	23	3,8	0,359	177	63,5	27,0
				203	72,9	31,0
				180	64,6	27,5
61	23,5	22,8	0,337	187	63,0	29,7
				189	63,6	30,1
				168	56,5	26,7
62	28,8	21,4	0,394	163	54,8	26,0
				127	50,0	29,5
				145	57,0	33,6
52	29	18,9	0,402	144	57,8	33,9
				128	51,4	30,0
				145	58,2	34,1
				143	57,4	33,6
				159	63,8	37,4
39	30,8	4,4	0,439	112	49,1	29,4
				118	51,7	31,0
				120	52,6	31,5
63	30,8	29,5	0,382	150	57,2	39,4
				152	58,1	39,9
127	33,8	14,6	0,447	135	60,3	41,6
				137	61,2	42,4
				138	61,6	42,6
				123	54,9	38,0
131	33,8	16,7	0,443	120	53,1	37,1
				137	60,6	42,4
102	35,2°	5,5°	0,468	130	60,9	43,2
				130	60,9	43,2
				130	60,9	43,2
				140	65,5	46,5
125	43,3	6,2	0,496	115	57,0	54,0
				115	57,0	54,0
126	44,8	16,3	0,479	115	55,1	57,0
				130	62,3	64,5
				135	64,7	67,0

Mittelwert $\bar{S} = 58{,}4 \pm 0{,}90$ g/mm².

b) Ziehgeschwindigkeit 5 bis 10 cm/St.

Kristall Nr.	Winkel zwischen Zugrichtung und Basisfläche (χ_0)	Exzentrizität der Translationsrichtung ($\varkappa_0$)	$\sin\chi_0\cos\lambda_0$	Streckgrenze (σ_s) g/mm²	Schubspannung (S) in g/mm² Basisfläche	Normalspannung (N) in g/mm² Basisfläche
153	4,9	3,25	0,085	580	49,3	4,24
				509	43,3	3.70
				130	63,2	64,5
144	44,8	13,3	0,486	100	48,6	49,6
				84	40,8	41,7
				84	40,8	41,7
				78	38,1	42.3
142	47,3	10,3	0,489	88	43,0	47,5
				83	40,6	44,7
				83	40,6	44,7
143	53,5	0,5	0,477	65	31,0	42,0
				74	35.3	47,9
				75	35,8	48,5
141	65,7	0	0,375	115	43,1	96
				85	31,9	71
				98	36,6	81
				118	44,2	98
				117	43,9	97
				104	39,0	86
150	67,7	16,0	0,336	96	32,2	82
				100	33,6	85
145	68	12,6	0,339	91	30,8	78
				135	45,8	116
				128	43,4	110
				93	31,6	80
148	68,6	15,6	0,351	102	35,8	88
				110	38,6	95
152	71,8	0	0,297	124	36,8	112
				127	37,7	115
147	72,4	0	0,289	135	39,1	122
				135	39,1	122
				131	37,9	119
155	74,8	14,6	0,245	175	42,8	163
				120	29,4	112
				118	28,9	110
154	78,5	9,6	0,192	195	37,4	187
				173	33,2	166
151	79,0	10,2	0,184	251	46,2	242
				200	36,8	193
				333	61,3	320

Mittelwert $\bar{S} = 39{,}7 \pm 1{,}2$ g/mm².

c) Ziehgeschwindigkeit 1,5 cm/St.

160	15.2	15,6	0,244	150	36,6	10,3
				142	34,6	9,8
159	17,5	10,5	0,279	77	21,5	6,9
				99	27,6	8,9
				84	23,5	7,6
156	71	7,7	0,305	48	14,6	43
				78	23,8	70
157	83.3	0	0,115	200	23,0	197
				210	24,1	207

Mittelwert $\bar{S} = 25{,}5 \pm 2{,}2$ g/mm².

[1] Der Zusammenhang zwischen χ_0, $\varkappa_0$ und dem Winkel λ_0 zwischen Translationsrichtung und Zugrichtung ist durch die Gleichung $\cos\lambda_0 = \cos\chi_0 \cos\varkappa_0$ gegeben.

Digitized by Google

Translationssystems dar. Da man wohl annehmen wird, daß langsamere Kristallisation und Abkühlung zu ungestörterem Kristallbau führt, so zeigen diese Ergebnisse, daß auch mit großer Vorsicht aus der Schmelze erhaltene Kristalle noch mit Störungen durchsetzt sind, die sich in der Schubfestigkeit des besten Translationssystems in überaus deutlicher Weise bemerkbar machen (vgl. auch die weiter unten beschriebenen Temperversuche).

Die schrägste Ausgangslage der Basis, bei der wir noch Translation beobachteten, war 4,6°. Liegt die Basis noch schräger im Kristall, so tritt bei Belastung ohne vorherige Translation mechanische Zwillingsbildung auf. Dasselbe tritt ein, wenn die Einspannlänge

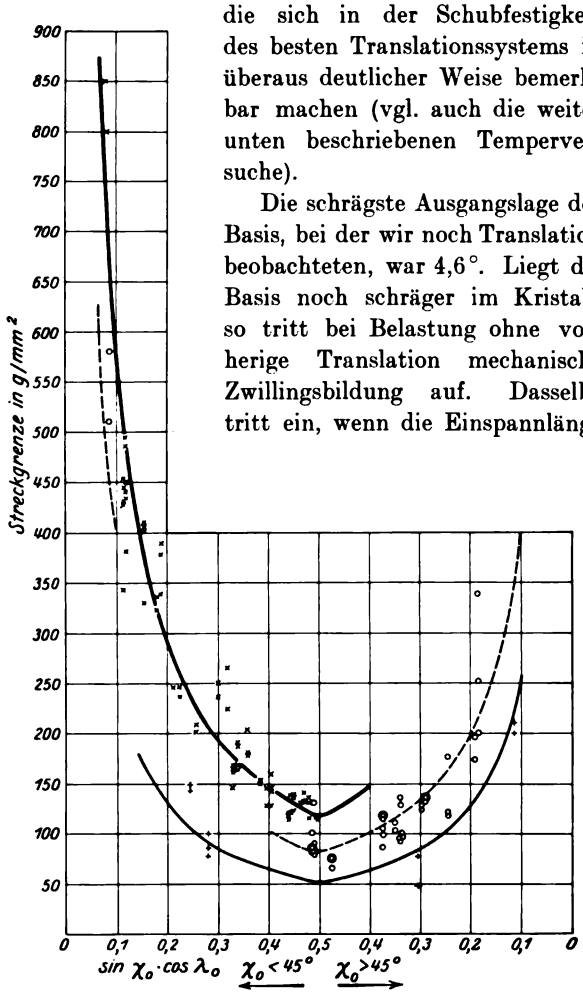


Abb. 8. Orientierungsabhängigkeit der Streckgrenze von Cd-Kristallen.
× Ziehgeschwindigkeit 20 cm/St.
○ „ 5 bis 10 cm/St.
\+ „ 1,5 cm/St.

eines „schräg orientierten" Kristalls kürzer ist als die durch die Klemmen blockierte Länge Δl_0 (s. Abb. 3). Ausführlicher auf die mechanische Zwillingsbildung wird in einem späteren Kapitel eingegangen.

Eine Basistranslation ist beim Zugversuch außer bei völlig längs liegender Basis auch noch bei Querlage derselben ausgeschlossen, da auch hier keine Schubkomponente in ihr auftritt. In diesem Falle ist aber auch eine mechanische Zwillingsbildung ausgeschlossen, da sie bei dieser Orientierung mit einer Verkürzung in der Zugrichtung verbunden ist. Ein mit der langsamsten Ziehgeschwindigkeit erhaltener Kristall, bei dem die Basis zwischen 88° und 90° mit der Längsrichtung einschließt, ergab in einem Falle ausgiebige Translation nach der Basis mit einer Streckgrenze von 594 g/mm². Ein anderes Stück desselben Kristalls blieb bis zu einer Spannung von 1640 g/mm² ohne jede plastische Deformation. Weitere Erhöhung der Spannung konnte mit unserem Dehnungsapparat nicht erfolgen. Ruckartig zwischen Zangen weiter gedehnt, ergab das Stück ungleichmäßige Dehnung von etwa 50%. An der Oberfläche bildeten sich drei tiefe Furchen aus; Spuren von Translationsstreifungen, die keinesfalls der querliegenden Basis zugehören, waren erkennbar. Die Reißstelle zeigt das in Abb. 9 dargestellte Aussehen, an dem Dreizähligkeit deutlich hervortritt. Ätzung ergab keinerlei Anhalt für mechanische Zwillingsbildung. Der Deformationsmechanismus scheint in diesem Falle somit in einer Translation nach Pyramidenflächen bestanden zu haben. Hervorheben möchten wir aber nochmals, daß mindestens bis zu Stellungswinkeln der Basis von 83° zur Zugrichtung die Basistranslation den Normalfall darstellt. Ebenso wie bei Zink ist auch bei Kadmium die Basis durch ein außerordentlich ausgeprägtes Minimum der Schubfestigkeit vor den übrigen Kristallflächen ausgezeichnet. Die Prisme I. Art, die als Translationsfläche bisher nicht beobachtet ist, besitzt in einer digonalen Achse I. Art mindestens den 5,5fachen Wert, wie sich aus der Orientierung des sehr schräg orientierten Kristalls Nr. 115 ergibt.

Abb. 9. Reißstelle eines Cd-Kristalls mit annähernder Querlage der Basis. $V_{\cdot} = 40$.

Die oben beschriebene Tatsache, daß bei Verlangsamung der Ziehgeschwindigkeit (bei der Kristallherstellung) die Schubfestigkeit der Basis so außerordentlich stark sinkt, läßt vermuten, daß ähnliche Wirkungen auch durch nachträgliches Glühen der Kristalle erzielt werden können. Die kleinere Ziehgeschwindigkeit ist ja außer mit langsamerer Kristallisation auch mit einem längeren Verbleiben des Kristalls auf hohen Temperaturen verbunden. In der Tat konnte auch durch Temperung von Kristallen, die mit der größten von uns

Tabelle 3.
Streckgrenze von getemperten Cd-Kristallen.

Kristall Nr.	Ziehgeschwindigkeit	Temperung	Streckgrenze (g/mm²) vor der Temperung	Streckgrenze (g/mm²) nach der Temperung	Schubfestigkeit (S_0) der Basis nach der Temperung	Entfestigung %
141	5 bis 10 cm/St.	16 St. 275° C	106[1]	108	50,5	— 1,9
142				113	42,3	— 6,6
81			83	84	41,0	— 1,2
127			477	335	39,8	+29,8
				427	50,6	+10,5
52			133	93	41,6	+30,1
				93	41,8	+30,1
54	20 cm/St.	24 St. 275° C	144	78	31,3	+45,8
				88	35,3	+38,9
94			159	75	24,6	+52,8
				76	25,0	+52,2
16			368	171	32,1	+53,5
				168	31,6	+54,4
			419	138	16,6	+67,0
				187	22,4	+55,5

[1] Die in dieser Spalte angegebenen Zahlen stellen das Mittel aus allen an demselben Kristall erhaltenen Werten dar.

Digitized by Google

benutzten Geschwindigkeit gewonnen waren, ein sehr erheblicher Abfall der Schubfestigkeit der Basis (bis um 67%) erreicht werden. Eine Änderung der Kristallorientierung ist dabei in keinem Falle erfolgt, wie Röntgenaufnahmen der getemperten Kristalle beweisen. Tabelle 3 gibt die Ergebnisse der mechanischen Versuche wieder. Während die mit einer Geschwindigkeit von etwa 7 cm/St. hergestellten Kristalle nach der angewandten Glühung keinerlei Entfestigung zeigen, zeigt sich diese bei allen rascher gezogenen Kristallen. Ihr Ausmaß nimmt mit der Dauer der Glühung zu.

Ähnliche Beobachtungen über Glühwirkung sind von I. W. Obreimow und L. W. Schubnikoff auch an Steinsalzkristallen gemacht worden[1].

II. Verlauf der Translation.

Ebenso wie der Beginn der Translation erweist sich auch ihr weiterer Verlauf von der kristallographischen Orientierung der Kristalle maßgeblich beeinflußt. Die

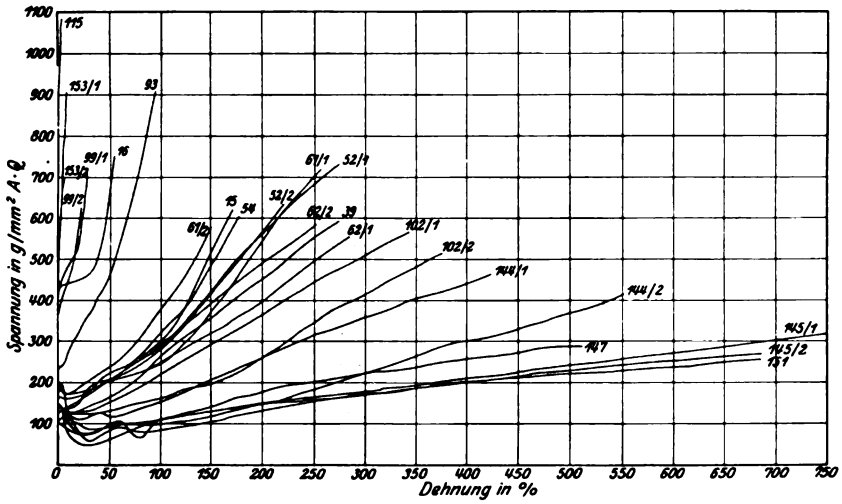


Abb. 10. Dehnungskurven von Cd-Kristallen. Die Kurven beziehen sich auf reine Basistranslation. Die Kristallnummer ist jeweils angegeben.

üblichen Dehnungskurven mit den Koordinaten Dehnung und Spannung pro Quadratmillimeter Ausgangsquerschnitt sind in völliger Analogie zu früheren Versuchen an Zink-, Aluminium- und Messingkristallen in

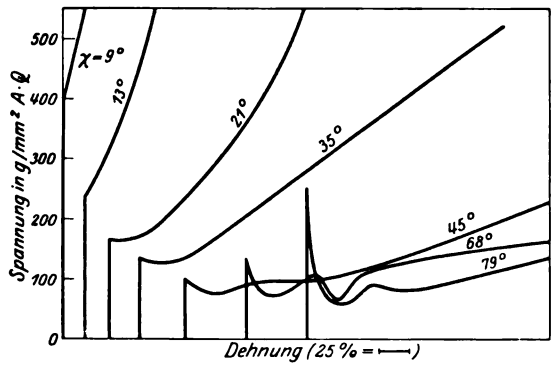


Abb. 11. Auswahl aus Abb. 10. Dehnungskurven der Kristalle 89, 93, 54, 102/1, 144/2, 145/1 und 151.

sehr starkem Maße von der Ausgangslage der Translationselemente abhängig. Abb. 10 stellt den Großteil der erhaltenen Kurven dar[1]; in Abb. 11 ist der besseren Übersicht halber eine Auswahl nebeneinander gezeichnet. Je kleiner der Neigungswinkel der Basis zur Zugrichtung ist, um so steiler verläuft die Kurve. Zufolge des ausgedehnten Orientierungsbereichs der untersuchten Kristalle ist die Spannungs-Dehnungsebene fast vollständig mit Kurven bedeckt. Alle Kurven beziehen sich auf reine Basistranslation; ihre Endpunkte sind durch das erstmalige Auftreten mechanischer Zwillingsbildung gegeben, die sich durch ein ruckartiges Absinken der Spannung zufolge der plötzlichen Dehnung bemerkbar macht.

Übergang auf die Verfestigungskurve mit den kristallographischen Koordinaten Abgleitung (a) und Schubspannung im Translationssystem (S) führt auch hier wie bei den oben erwähnten Kristallen das ganze Spektrum der Dehnungskurven mit gewisser Streuung auf eine einheitliche Form zurück („Verfestigungskurve", Abb. 12). Für Abgleitungsbeträge größer als 200% ist die Mittelkurve gut durch die Gerade $S = 50a$ dargestellt. Nach kleineren Abgleitungen hin verlaufen die Kurven erheblich flacher, in den ersten 100% sogar fast horizontal. Dies dürfte wohl durch die oben beschriebene Ungleichmäßigkeit der Dehnung zu Beginn der Translation (Einschnürung) bedingt sein. Desgleichen halten wir die Streuung der Verfestigungskurven zum mindesten zu einem großen Teil durch Ungleichmäßigkeit der Dehnung auch im weiteren Verlauf (Knotenbildung[2]) verursacht (Abb. 13).

Ein Einfluß der Ziehgeschwindigkeit auf die Verfestigungskurve läßt sich aus diesen Beobachtungen nicht mit Sicherheit erkennen. Allerdings liegen die Kreise, die sich auf Kristalle der zweiten (langsameren) Ziehgeschwindigkeitsgruppe beziehen, überwiegend an der unteren Grenze des Streubereichs und deuten so vielleicht doch auf eine geringere Schubverfestigung durch Translation bei diesen Kristallen hin.

III. Mechanische Zwillingsbildung.

Auf die Basistranslation folgt bei der Dehnung von Kadmiumkristallen, so wie dies auch bei Zink (und Zinn) beobachtet wird, mechanische Zwillingsbildung. Als Zwillingsebene ist von C. H. Mathewson und A. I. Phillips wie bei Zink die (1012)-Ebene bestimmt worden[3]. Eine vollständige experimentelle Bestimmung der Zwillingselemente steht noch aus. In Analogie mit der gemeinsam mit G. Wassermann durchgeführten Be-

[1] I. W. Obreimow und L. W. Schubnikoff: Z. Phys. Bd. 41, S. 907. 1927.

[1] Nicht eingetragen sind nur fünf Kurven, die sich auf sehr schräg orientierte Kristalle beziehen. Sie fallen mit gezeichneten Kurven fast völlig zusammen und würden die Unübersichtlichkeit der Figur nur noch weiter erhöht haben.

[2] Vgl. auch H. Mark, M. Polanyi und E. Schmid: Z. Phys. Bd. 12, S. 58. 1922.

[3] C. H. Mathewson und A. I. Phillips: Amer. Inst. Min. Met. Eng., Techn. Publ. Nr. 53. 1928.

Digitized by Google

stimmung an Zink[1] wird man wohl auch hier die (10$\bar{1}$2)-Ebene als 2. Kreisschnittsebene und somit einen Betrag der Schiebung $s = 0{,}1750$ erwarten.

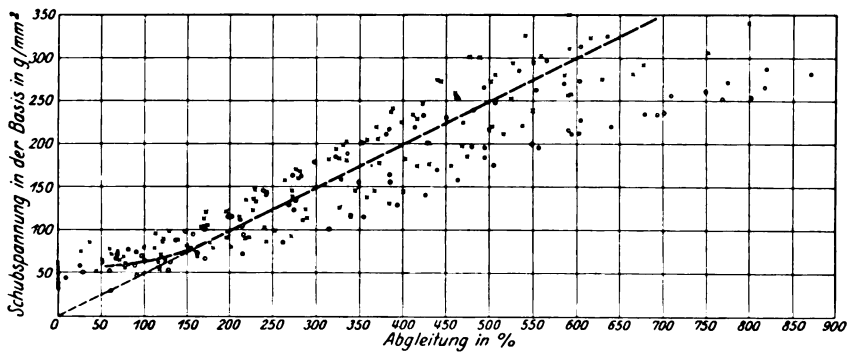


Abb. 12. Schubverfestigung bei der Dehnung von Cd-Kristallen.
× Ziehgeschwindigkeit 20 cm/St.,
○ „ 5 bis 10 cm/St.

Die Deformationszwillinge selbst sind in der Regel schmale, sehr häufig gar nicht das ganze Kristallband durchsetzende Streifen (Abb. 14). Meist treten mehrere, im Höchstfall vier, verschiedene Systeme solcher Zwillingsstreifen auf. Ihre Ausbildung erfolgt in einem größeren Bereich der Spannung derart, daß zunächst nur vereinzelt kleine Lamellen entstehen, bei einer bestimmten höheren, offenbar eine Stabilitätsgrenze darstellenden Spannung eine ausgeprägte Häufung von Verzwilligungen eintritt[2]. In den Dehnungskurven, in denen der Ausbildung jeder Zwillingslamelle ein unstetiges Absinken der Spannung entspricht, ist dieser Tatbestand deutlich wiedergegeben (Abb. 15).

Vergleicht man nun die der ausgiebigen Zwillingsbildung zugehörigen, auf den augenblicklichen Querschnitt bezogenen Spannungen miteinander, so findet man, daß sie keineswegs konstant sind. Je größer die vorangegangene Basistranslation ist, um so höher liegt die zur mechanischen Verzwilligung erforderliche Spannung. Am deutlichsten tritt die hier herrschende Gesetzmäßigkeit zutage, wenn man die vorangegangene Translation wieder durch die Abgleitung ausdrückt. Tabelle 4 und Abb. 16 zeigen die erhaltenen Ergebnisse[1]. In Erweiterung des für Beginn (und Verlauf) der Translation beobachteten Tatbestandes zeigt sich auch hier wieder ein Einfluß der Herstellungsbedingungen der Kristalle. Die für den Eintritt der Zwillingsbildung notwendige Spannung nach gleicher Abgleitung ist bei den langsamer gezogenen Kristallen deutlich kleiner.

Abb. 13. Gedehnter Cd-Kristall mit Knoten. $V = 12$.

Abb. 14. Gedehnter Cd-Kristall mit Deformationszwillingen. $V = 12$.

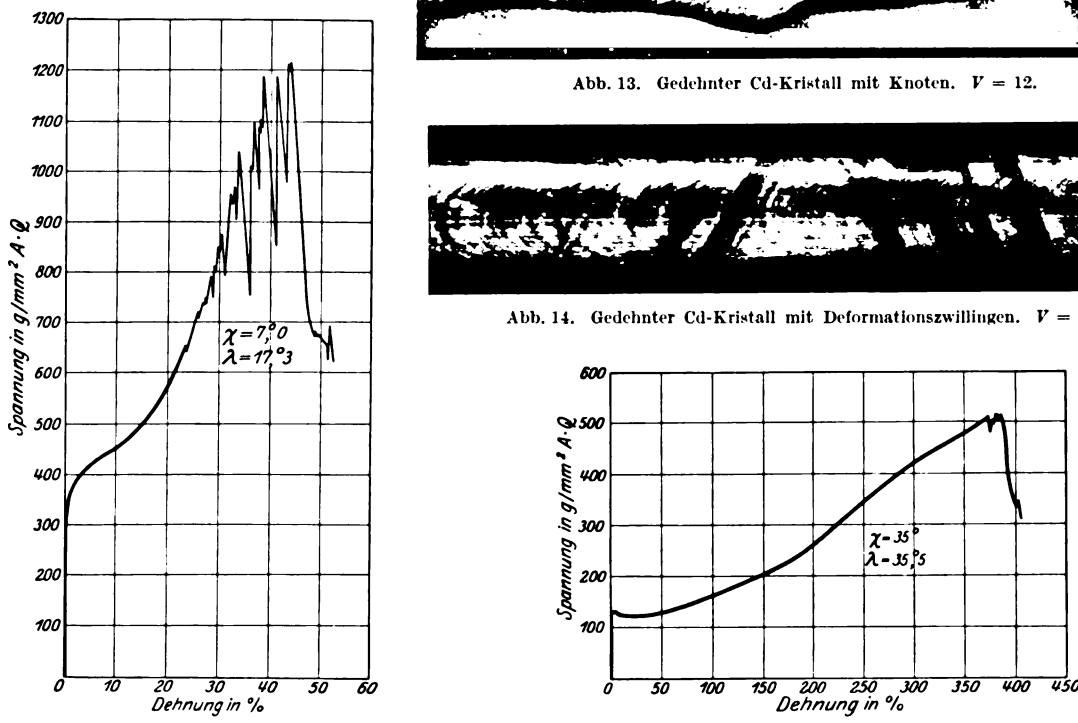


Abb. 15. Gesamtdehnungskurven von Cd-Kristallen. Die Ausbildung von Deformationszwillingen äußert sich in sprunghaftem Absinken der Spannung. a) Kristall 99 mit sehr schräg liegender Basis und geringer Translation. b) Kristall 102 mit unter 35° liegender Basisfläche und ausgiebiger Dehnung durch Translation. Das starke Absinken der Spannung am Ende der Kurve betrifft sekundäre Basistranslation in Zwillinglamellen.

Welcher Art das exakte Initialgesetz für die Ausbildung der Deformationszwillinge ist, kann man auf Grund dieser Beobachtungen noch nicht angeben. Die Gitterlage in den gedehnten Kristallen und in denen, die ohne vorherige Translation Verzwilligung geben, ist

[1] E. Schmid und G. Wassermann: l. c.

[2] Vgl. auch W. Voigt: Ann. d. Phys. Bd. 60, S. 638. 1919.

[1] Zuweilen traten im Verlauf der Dehnung eines Kristalls mehrere, bis zu drei, Häufungsstellen von Zwillingsbildung auf. Die entsprechenden Punkte sind dann in der Figur durch gestrichelte Linien verbunden.

Digitized by Google

Tabelle 4.
Mechanische Zwillingsbildung von Cd-Kristallen.

a) Ziehgeschwindigkeit 20 cm/St.

Kristall Nr.	Spannung bei Zwillingsbildung $\sigma_{Zw.}$ (g/mm²)	Dehnung %	Effektive Spannung bei Zwillingsbildung $\sigma_{eff.\,Zw.}$ (g/mm²)	Abgleitung %	Endwinkel der Translationselemente χ_e	λ_e	$\frac{\sigma_{max}}{\sigma_{Zw.}}$ [1]
35/1	1260	0	1260	0	3,2°	10,4°	1,28
35/2	855	0	855	0			1,81
35/3	781	0	781	0			—
35/4	887	0	887	0			>1,21
	1070	0	1070	0			
35/5	953	0	953	0			—
115/4	1560	0	1560	0	4,6	6,4	—
115/2	1207	2,5	1240	32	4,5	6,3	—
99/1	844	4,0	875	33	6,8	16,7	>1,33
	970	4,6	1010	58	6,7	16,5	
	1042	4,9	1090	74	6,7	16,5	
115/3	1170	3,8	1210	48	4,4	6,2	>1,08
115/1	1740	8,0	1880	113	4,3	6,1	1,04
81	774	15	890	124	6,5	21,7	>1,05
	809	17,5	950	145	6,4	21,1	
47	915	44	1320	192	9,4	10,4	>1,47
89	1081	32,5	1430	206	6,8	7,1	1,15
99/3	875	30	1140	238	5,4	13,3	1,39
	1040	33	1380	261	5,3	12,9	
99/2	935	33,5	1250	268	5,2	12,8	1,22
	1065	36	1450	283	5,1	12,7	
	1140	38	1570	299	5,1	12,5	
61/2	602	155	1530	414	9,0	12,1	1,08
	650	158	1680	425			
16	824	56	1285	468	4,5	6,5	0,94
52/2	632	220	2020	477	8,8	10,1	0,83
93	1158	112	2460	515	6,1	8,6	1,13
54	630	183	1780	520	7,4	8,6	1,07
	672	185	1920	525	7,3	8,6	
62/2	588	257	2100	540	8,3	10,8	1,07
	621	265	2270	552	8,1	10,5	
15	763	193	2240	587	6,8	9,8	1,04
	778	194	2280	590	6,7	9,8	
102/1	573	345	2540	624	7,5	7,6	0,69
62/1	603	309	2470	642	7,2	9,5	1,06
39	677	323	2860	648	6,9	7,0	0,83
52/1	790	303	3180	652	6,9	8,0	0,92
102/2	511	374	2420	677	7,0	7,1	1,01
	517	381	2480	685	6.9	7,0	
61/1	860	305	3480	800	5,8	7,6	0,91

b) Ziehgeschwindigkeit 5 bis 10 cm/St.

153	1010	9,0	1100	105	4,5	5,4	>1,15
147	288	521	1790	611	8,8	8,8	0,89
144/1	501	470	2860	705	7,1	7,3	0,97
151	259	709	2100	795	7,0	7,0	1,00
145/2	274	687	2160	802	6,8	6,8	0,85
144/2	408	554	2670	825	6,2	6,3	1,02
145/1	306	762	2640	882	6,2	6,2	0,60

nämlich, wie die in die Tabelle 4 aufgenommenen Winkel (χ_e und λ_e) von Basis und Translationsrichtung zur Drahtachse zeigen, in allen Fällen zu ähnlich. Jedenfalls geht aus der Tatsache, daß im weitaus größten Teile der möglichen Gitterlagen von Kadmiumkristallen der primäre Vorgang der Dehnung die Translation ist, hervor, daß die zur Einleitung der Zwillingsbildung erforderlichen Kräfte bei weitem die zur Ausbildung von Translation nötigen übersteigen.

[1] Ein >-Zeichen vor einem in dieser Spalte enthaltenen Wert bedeutet, daß in diesem Falle die Höchstlast den Meßbereich des benutzten Dehnungsapparats überstieg.

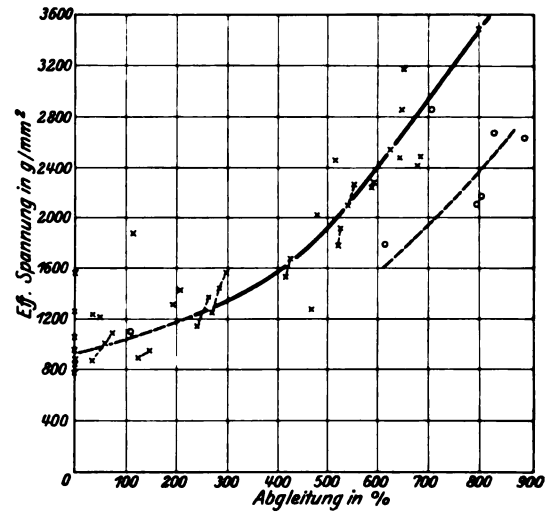


Abb. 16. Erschwerung der mechanischen Zwillingsbildung von Cd-Kristallen durch vorangegangene Basistranslation. Grenzkurve der mechanischen Zwillingsbildung.
× Ziehgeschwindigkeit 20 cm/St.,
○ „ 5 bis 10 cm/St.

Völlig analog wie bei den gedehnten Zinkkristallen tritt auch bei Kadmiumkristallen bei weiterer Beanspruchung Translation nach der Basis in den Zwillingsstreifen auf (Nachdehnung). Zufolge der an Kadmium nur schmalen Deformationszwillinge erreicht diese Dehnung durch sekundäre Translation hier meist nur sehr geringe Beträge (Abb. 17 und 18). Der einzige Fall, in dem wir eine Nachdehnung von etwa 6 mm Länge erhielten, ist in Abb. 19 wiedergegeben. Es handelt sich hier um den sehr schräg orientierten Kristall Nr. 35 ($\chi_0 = 3{,}2°$), der bei der Dehnung zunächst ohne vorherige Translation mehrfach ausgiebige Zwillingsbildung gezeigt hatte (vgl. die Dehnungskurve in Abb. 20). Neuerliche Zwillingsbildung im Nachdehnungsfaden führte den Bruch herbei.

In Abb. 21 ist schematisch eine Darstellung der Gitterbewegungen bei der Dehnung von Kadmium- (Zink-) Kristallen gegeben. ϑ_0 stellt die Orientierung des Ausgangskristalls dar. Die der primären Basistranslation entsprechende Gitterdrehung ist durch den Größtkreisbogen $\vartheta_0\vartheta_1$ gegeben; die unstetigen, theoretisch möglichen Gitterumklappungen bei der darauffolgenden ersten Zwillingsbildung sind durch Übergang der Drahtachse von ϑ_1 nach ϑ_1^{I}, ϑ_1^{II}, ..., ϑ_1^{VI} gekennzeichnet. Für die Lage ϑ_1^{I} ist sodann sekundäre Basistranslation ($\vartheta_1^{I}\vartheta_2$) und schließlich erneute (sekundäre) Zwillingsbildung (Sprung von ϑ_2 nach ϑ_2^{V}) eingetragen. Wie oben bereits erwähnt, werden von den sechs Möglichkeiten primärer mechanischer Zwillingsbildung vier in der Tat beobachtet[1].

In guter Übereinstimmung mit den Befunden an Zink steht ferner die Tatsache, daß die mechanische

[1] Bemerkt sei, daß die beiden bisher nicht aufgefundenen Arten von primären Zwillingsstreifen (Pole der Zwillingsebenen V und VI) durch ein Minimum der Schubspannung in der Zwillingsebene ausgezeichnet sind, während in den übrigen die Schubkomponente in der Gleitrichtung ungefähr gleich groß ist.

Digitized by Google

Zwillingsbildung mit einer beträchtlichen Schubverfestigung der Basis verknüpft ist. Trotzdem im Deformationszwilling die Translationselemente plötzlich in eine sehr günstige Lage zur Zugrichtung gelangen ($\chi \sim \lambda \sim 60°$ gegenüber etwa 8° im gedehnten Band), geblieben oder leicht gesunken[1]. Dieses Verhalten stellt einen immerhin deutlichen Unterschied gegenüber den Zinkkristallen dar, bei denen in 9 von 12 Fällen die Nachdehnung unter geringer Schubentfestigung der Basis verlief.

Abb. 17. Cd-Kristall. Translation im Zwilling. $V = 12$. Geätzt in verd. HCl.

Abb. 18. Gedehnter Cd-Kristall mit schmalen Deformationszwillingen und sekundärer Basistranslation. Blick auf das Band von beiden Seiten. $V = 12$. Geätzt in verd. HCl.

Abb. 19. Lange Nachdehnung eines Cd-Kristalls. $V = 12$.

IV. Geometrische Darstellungen.

Zum Schluß seien der besseren Übersicht halber noch einige geometrische Darstellungen gegeben, die die Orientierungsabhängigkeit technologisch wichtiger Größen des Cd-Kristalls betreffen. Die durch Einsetzen ausgiebiger Basistranslation bedingte Streckgrenze (σ_S) ist bei konstanter Grenzschubspannung (S) durch den Aus-

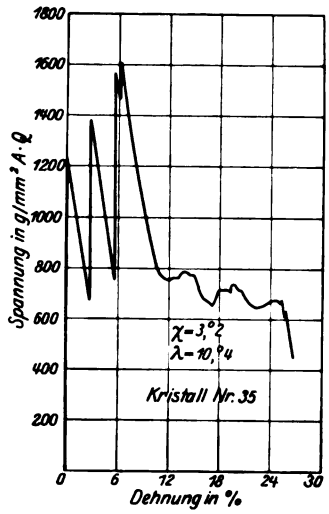


Abb. 20. Dehnungskurve eines Cd-Kristalls. Primäre Translation fehlt. An die ausgiebige mechanische Zwillingsbildung schließt sich sekundäre Basistranslation von erheblichem Ausmaß.

steigt die Spannung in vielen Fällen bei weiterer Beanspruchung über den vor der Zwillingsbildung erreichten Wert an. Die Schubverfestigung der Zwillingsbildung überwiegt also in diesen Fällen die geometrische Orientierungsentfestigung. Der ein Maß der Schubverfestigung darstellende Quotient aus der nach der Zwillingsbildung erreichten Höchstspannung (σ_{max}) und der zur Zwillingsbildung führenden Spannung ($\sigma_{Zw.}$) ist in der Tabelle 4 ebenfalls verzeichnet. Aus den Zahlen und der Abb. 22 geht hervor, daß mit zunehmender Abgleitung während der vorangegangenen Haupttranslation, also zunehmender primärer Verfestigung, die weitere, durch Zwillingsbildung bewirkte Schubverfestigung abnimmt. Diese beträgt im Mittel 200% ($\sin 60° \cdot \cos 60° \sim 3 \cdot \sin 8° \cdot \cos 8°$) gegenüber 100%, die sich bei Zinkkristallen ergeben hatten, ein Unterschied, der möglicherweise durch die außerordentliche Kleinheit der Zwillingslamellen in den Kadmiumkristallen mitbedingt ist.

Wie aus den Dehnungskurven der Nachdehnung sich ergibt, verläuft diese sekundäre Basistranslation im Deformationszwilling bei den Kadmiumkristallen in 19 von 23 untersuchten Fällen unter Schubverfestigung; in vier Fällen war die Schubfestigkeit der Basis konstant

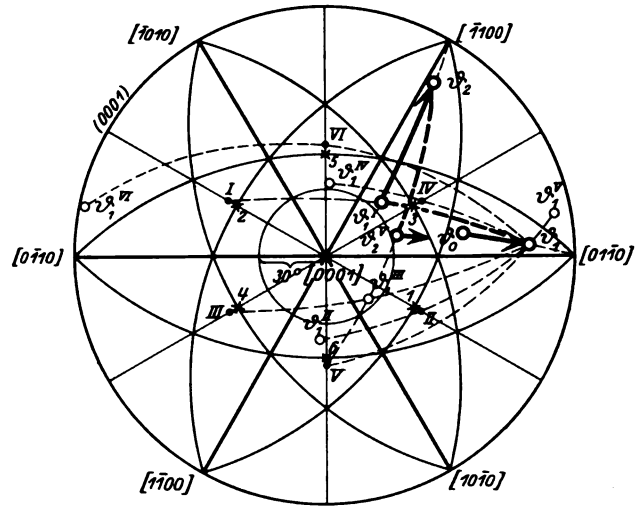


Abb. 21. Schema der Gitterbewegungen bei der Dehnung von Cd- (Zn-) Kristallen.

[1] Abnahme der Last während der Nachdehnung um 50% zeigt bei einer Ausgangslage der Translationselemente von 60° zur Zugrichtung konstante Schubfestigkeit, Abnahme über 50% Schubentfestigung, Abnahme unter 50% Schubverfestigung an (E. Schmid: Z. Phys. Bd. 22, S. 328. 1924).

Digitized by Google

druck $\sigma_S = \frac{S}{\sin\chi \cdot \cos\lambda}$ gegeben, worin χ, λ wie oben die Stellungswinkel der Translationselemente bedeuten. Analog schon früher gegebenen Darstellungen für Zink und

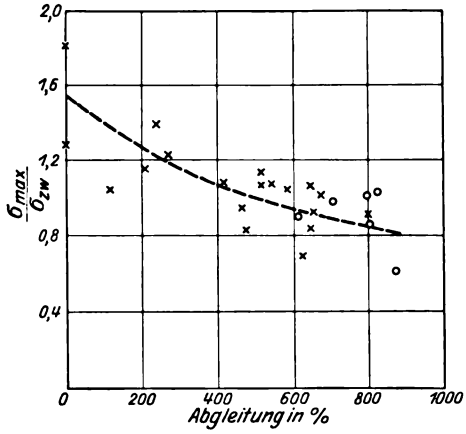


Abb. 22. Schubverfestigung der Basis von Cd-Kristallen durch mechanische Zwillingsbildung.

flächenzentrierte Kristalle[1] ist in Abb. 23 für den Cd-Kristall der Schnitt des Fließgefahrkörpers mit den beiden Prismenflächen I. und II. Art wiedergegeben[2]. Die sehr ausgeprägte Orientierungsabhängigkeit der Streckgrenze tritt deutlich zutage; der festeste Kristall über-

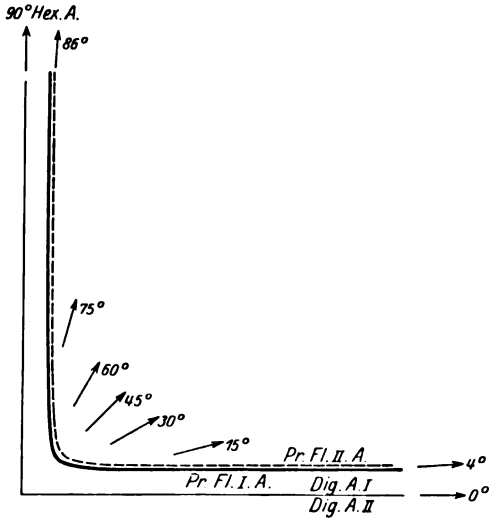


Abb. 23. Fließgefahrkörper des Cd-Kristalls. Schnitt mit den Prismenflächen I. und II. Art.

trifft den weichsten um mindestens das 6,5fache. Der Schnitt des Fließgefahrkörpers mit der Basis ist in der Abbildung nicht angegeben. Das Eintreten der plastischen Deformation erfolgt hier durch mechanische Zwillingsbildung, für die ja das Initialgesetz noch unbekannt ist. Aus dem gleichen Grunde fehlt auch der Abschluß des Körpers für mit der Basis nahe zusammenfallende Richtungen[3]. Auch parallel der hexagonalen Achse ist der Körper noch offen. Für die bei dieser Orientierung eintretenden Translationen nach höher indizierten Kristallflächen liegen Messungen noch nicht vor.

Durch Kombination der für die Basistranslation ermittelten Verfestigungskurve (Abb. 12) mit der den Beginn der mechanischen Zwillingsbildung nach (ausgiebiger) Translation beschreibenden Grenzkurve (Abb. 16), können die Endpunkte der auf die Basistranslation bezüglichen technologischen Dehnungskurven rechnerisch ermittelt werden. Hierzu werden zunächst aus der Verfestigungskurve ($S - a$-Kurve) die Kurven Effektivspannung—Abgleitung nach den Formeln

$$\sigma_{\text{eff}} = 2 \cdot \frac{\sin\lambda_0}{\sin\chi_0} \cdot \frac{S}{\sin 2\lambda},$$

$$\cot\lambda = \cot\lambda + \frac{\sin\chi_0}{\sin\lambda_0} \cdot a$$

berechnet[1]. Der Schnitt dieser Kurvenschar mit der für die Zwillingsbildung gültigen Grenzkurve liefert die den verschiedenen Kristallorientierungen zugehörigen Grenzabgleitungen. Aus diesen erhält man weiter unter

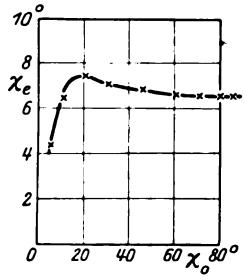


Abb. 24. Aus Verfestigungskurve und Grenzkurve der mechanischen Zwillingsbildung ermittelter Endwinkel (χ_e) der Basis von Cd-Kristallen als Funktion der Ausgangslage (χ_0).

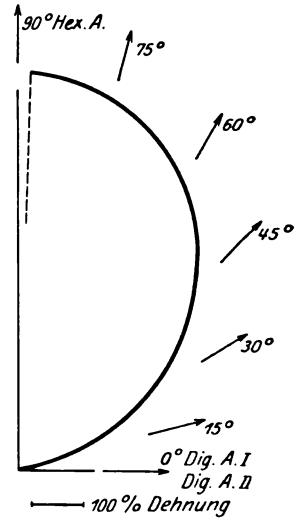


Abb. 25. Dehnungskörper des Cd-Kristalls. Schnitt mit einer Prismenfläche.

Benutzung der letzten Gleichung und der Dehnungsformel $d = \frac{\sin\lambda_0}{\sin\lambda} = \frac{\sin\chi_0}{\sin\chi}$ Orientierung und Dehnung des Kristalls bei Einsetzen der Zwillingsbildung. Die für $\chi = \lambda$ durchgeführte Rechnung führt auf den in Abb. 24 dargestellten Zusammenhang zwischen Ausgangs- und Endwinkel der Basis- (Translations-) Fläche[2]. Die experimentell gefundene ungefähre Konstanz der Endwinkel der Basis (Tabelle 4)[3] findet so für χ_0-Winkel größer als 10° ihre einfache Begründung.

In Abb. 25 ist der Schnitt des Dehnungskörpers wiedergegeben. Der Unterschied zwischen den Prismenflächen I. und II. Art ist zu gering, um noch darstellbar zu sein. Der Dehnungskörper stellt also im wesentlichen einen Rotationskörper um die hexagonale Achse dar. Für Richtungen in der Basis und bis 4° davon abwei-

[1] E. Schmid: Z. Metallkunde Bd. 19, S. 154. 1927.

[2] Die Länge des Radiusvektors vom Mittelpunkt aus gibt die Größe der Streckgrenze für die betreffende Richtung.

[3] Auch beim Zn-Kristall tritt in diesem Orientierungsbereich mechanische Zwillingsbildung auf. Die seinerzeit auf Grund der Annahme von Translation nach der Prismenfläche gegebene Darstellung des Fließgefahrkörpers für Zimmertemperatur ist also für diese Orientierungen fehlerhaft.

[1] Die mit dem Index 0 versehenen Stellungswinkel beziehen sich auf die Ausgangslage der Translationselemente.

[2] Die Kurve gilt mit vernachlässigbaren Fehlern auch noch für die größtmöglichen Abweichungen von χ und λ.

[3] Vgl. auch die früheren Beobachtungen am Zinkkristall von H. Mark, M. Polanyi und E. Schmid: l. c.

Digitized by Google

chende beträgt die (auf Basistranslation bezügliche) Dehnung Null. Ihr Wert steigt mit zunehmendem Winkel zur Basisfläche und erreicht bei 85° Neigungswinkel 782%. In unmittelbarer Nähe der hexagonalen Achse muß sodann, dem Versagen der Basistranslation und der Ausbildung mehrerer Pyramidentranslationen entsprechend, ein schroffes Absinken der Dehnung erfolgen.

Entnimmt man dem Schnitt der $\sigma_{eff} - a$-Kurven mit der Grenzkurve der Zwillingsbildung außer der bisher allein benutzten Grenzabgleitung noch die dazugehörige Grenzeffektivspannung ($\sigma_{eff_{Zw}}$), so läßt sich mit Hilfe der eben berechneten Dehnung auch der Höchstlastkörper bestimmen. Seinen Schnitt mit den Prismenflächen I. und II. Art zeigt Abb. 26. Die Abweichungen von einem Rotationskörper um die hexagonale Achse sind in dem Bereich, in dem Basistranslation auftritt, nur gering. Für Orientierungen nahe der Basis (mechanische Zwillingsbildung) und parallel der hexagonalen Achse (Translation nach höher indizierten Ebenen) ist auch dieser Körper noch unbestimmt. Für Richtungen,

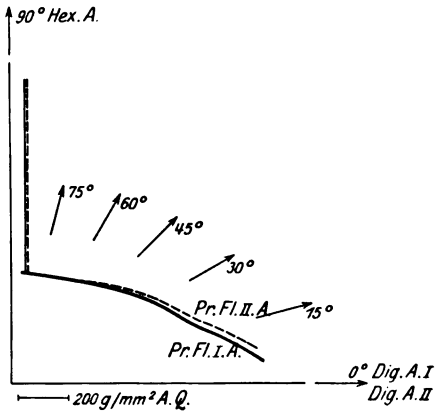


Abb. 26. Festigkeitskörper (Höchstlast) des Cd-Kristalls. Schnitt mit Prismenflächen I. und II. Art.

die von der hexagonalen Achse nur um 8° bzw. 9° und noch kleinere Winkel abweichen, stellt die Streckgrenze die im Verlauf des Versuchs erreichte höchste Last dar (vgl. Abb. 10 und 11). Für diese Orientierungen ist daher außer der nach Abschluß der Basistranslation erreichten Höchstlast auch noch der Schnitt des Fließgefahrkörpers mit angegeben.

Frühere modellmäßige Darstellungen der Höchstlast und Dehnung liegen für Kupferkristalle von J. Czochralski[1] (rein empirisch), für Aluminiumkristalle von v. Göler und G. Sachs[2] (berechnet auf Grund der Verfestigungskurve und Höchstlastbedingung) vor.

Zusammenfassung.

1. Die Verfestigung von Kristallen wird auf Grund der für die Mechanismen der plastischen Kristalldeformation gültigen Gesetzmäßigkeiten (kritische Grenzspannungen) besprochen.

2. Eine röntgenographische Bestimmung der Translationselemente des Kadmiums bestätigt die bis jetzt stets angenommene Analogie zum Zink: $T = (0001)$; $t = [10\bar{1}0]$.

3. Fließ- und Dehnungskurven von Cd-Kristallen heben denselben Spannungswert als charakteristisch für den Beginn ausgiebiger Translation hervor. „Streckgrenze."

4. Bestätigung des bisher stets an Metallkristallen beobachteten Gesetzes, daß die Streckgrenze durch eine konstante Schubfestigkeit des Translationssystems gegeben ist.

5. Diese charakteristische Schubfestigkeit der Basis (in Richtung einer digonalen Achse I. Art) hängt von den Herstellungsbedingungen der Kristalle ab. Je langsamer die Kristallisation und Abkühlung erfolgt, um so niedriger liegt der Wert. Er beträgt für Ziehgeschwindigkeiten der Kristalle (Czochralskisches Ziehverfahren) von

20 cm/St.	$58{,}4 \pm 0{,}9$ g/mm²
5 bis 10 cm/St.	$39{,}7 \pm 1{,}2$ „
1,5 cm/St.	$25{,}5 \pm 2{,}2$ „

6. Temperung gesunder Ausgangskristalle führt ebenfalls zu erheblichen Abnahmen der Schubfestigkeit der Basis.

7. Der Verlauf der Translation ist durch eine Verfestigungskurve [Schubfestigkeit (S) des Translationssystems als Funktion der Abgleitung (a)] gut darstellbar. Für Abgleitungen über 200% gilt die Gleichung $S = 50a$.

8. An die Basistranslation schließt sich (wie bei Zinkkristallen) mechanische Zwillingsbildung. Die zur Ausbildung der mechanischen Zwillingsbildung erforderliche Spannung steigt mit zunehmender Translation in einfacher Weise an (Grenzkurve der mechanischen Zwillingsbildung).

9. Die Weiterdehnung der Kristalle erfolgt durch neuerliche Basistranslation im Zwilling. Die Schubfestigkeit der Basis wird durch die Zwillingsbildung auf etwa das Dreifache erhöht. Diese Verfestigung ist überdies vom Ausmaß der primären Translation abhängig; je größer diese, um so kleiner die zusätzliche Verfestigung. Die sekundäre Basistranslation ist in der Regel mit schwacher Schubverfestigung (Gegensatz zu Zink) verbunden.

10. Eine schematische Darstellung der Gitterbewegungen bei der Dehnung von Cd- (Zn-) Kristallen wird gegeben.

11. Die beobachtete Konstanz der Endwinkel der Translationselemente im gedehnten Kristall ergibt sich aus der Verfestigungskurve und der Grenzkurve der mechanischen Zwillingsbildung.

12. An Hand von Schnitten des Fließgefahr-, Dehnungs- und Höchstlastkörpers wird die Orientierungsabhängigkeit technologisch wichtiger Größen erläutert.

Der Notgemeinschaft der Deutschen Wissenschaft danken wir bestens für die weitgehende Unterstützung bei der Durchführung dieser Arbeit.

[1] J. Czochralski: Z. Metallkunde Bd. 15, S. 7. 1923; Z. V. d. I. Bd. 22, S. 67. 1923.

[2] Frhr. v. Göler und G. Sachs: Z. techn. Phys. Bd. 12, S. 586. 1927.

Digitized by Google

Das Fließen von Metallkristallen bei Torsion.

Von **R. Karnop** und **G. Sachs**[1].

Der Widerstand, den ein Kristall der plastischen Verformung bei Torsionsbeanspruchung entgegensetzt, ist nicht ohne weiteres angebbar, auch wenn sein Verhalten bei einem Zugversuch weitgehend bekannt ist. Einmal ist zu klären, wieweit bei der ungleichmäßigen Spannungsverteilung in einem tordierten Kristall die grundlegenden kristallographisch-mechanischen Gesetze gültig bleiben, die das Eintreten der Gleitung an jeder Stelle des Kristalls an die Erreichung einer kritischen Schubspannung auf einem Gleitsystem knüpfen. Weiterhin ist von vornherein nicht angebbar, in welcher Weise sich gegebenenfalls die verschiedenen Gleitvorgänge in den einzelnen Kristallteilen gegenseitig beeinflussen und zum Gesamtwiderstand des Kristalls zusammen wirken. Die Feststellung dieser Zusammenhänge in allen Einzelheiten ist bisher nicht möglich. Näherliegend erscheint zunächst eine Untersuchung der Orientierungsabhängigkeit, wie sie hier vorgenommen worden ist. Die zahlenmäßigen Aussagen solcher Versuche lassen sich in verhältnismäßig durchsichtiger Weise auf ihre Übereinstimmung mit den Ergebnissen kristallographischer Überlegungen hin prüfen.

Die Versuche sind an Kristallen einer Aluminiumlegierung (95% Al, 5% Cu) in vergütetem Zustand durchgeführt worden. Zur Klärung der Kraftverhältnisse wurde zunächst die Streckgrenze (0,2% spez. bleibende Verformung) ermittelt. Die sich ergebenden Werte lagen in den Grenzen 2,2 : 1 (Würfellage : Oktaederlage). Sie folgen qualitativ der theoretischen Orientierungsabhängigkeit, die unter der Annahme einer fließenden Oberflächenschicht die Grenzen 1,85 : 1 ergibt. Die Abweichung erklärt sich wahrscheinlich durch Besonderheiten der Gleitvorgänge in ausgezeichneten Orientierungen. Die Elastizitätsgrenzen der Kristalle (der Beginn bleibender Formänderungen) schwanken nach der Rechnung in noch engeren Grenzen (1,73 : 1), und die Versuchsergebnisse stimmen auch qualitativ hiermit nicht gut überein. Für die mittlere Schubspannung auf den Gleitflächen an der Oberfläche ergaben sich bei Annahme einer fließenden Oberflächenschicht Werte zwischen 9 und 11 kg/mm² (mit einer mittleren Streuung von $\pm 10\%$). Die wirklichen Werte sollten kleiner sein als diese auf Grund einer elastizitätstheoretischen Spannungsverteilung ermittelten. Nun liegt aber bei Zugversuchen die wirksame Schubspannung an der Streckgrenze bei $9{,}0 \pm 0{,}6$ kg/mm²; und es ist ganz unwahrscheinlich, daß der Widerstand bei dem komplizierten Vorgang der Torsion — in wirksamer Schubspannung ausgedrückt — kleiner sein kann als bei Zug. Die Widerstände bei der Torsion der untersuchten Kristalle sind jedenfalls nicht wesentlich größer als nach kristallographischen Überlegungen zu erwarten ist. Dies deckt sich damit, daß verwickelte Gleitbewegungen bei diesen Kristallen nach früheren Beobachtungen nur geringe Widerstandserhöhungen zur Folge haben.

[1] Original: Z. Phys. Bd. 53, S. 605—618. 1929.

Die Elastizitätskonstanten der Kristalle sind nur in geringem Maße richtungsabhängig. Die aus den Versuchen ermittelten Gleitmoduln sind in der Würfellage mit 2750 kg/mm² etwa 10% größer als in der Oktaederlage mit 2450 kg/mm². Für die Elastizitätsmoduln ergibt sich aus den wenigen Zugversuchen ein umgekehrter Verlauf ($\sim 6900 : 8000$ kg/mm²). Eine Übereinstimmung dieser experimentell gefundenen Orientierungsabhängigkeit mit den Forderungen der Kristallphysik läßt sich nicht erreichen.

Versuchsmaterial und Versuchsdurchführung.

Zu den Versuchen wurden etwa 50 Kristalle von $\sim 3{,}2$ mm Durchmesser und 50 bis 100 mm Länge benutzt, die wie bei unseren Zugversuchen am gleichen Material[1] durch Rekristallisation hergestellt und danach veredelt waren.

Die Orientierung wurde an Hand gewöhnlicher Drehaufnahmen mit Mo-K-Strahlung bestimmt, deren 111- und 200-Reflexe zur Konstruktion eines Fehlerdreiecks der Orientierung benutzt wurden. Die erreichte Genauigkeit betrug hierbei schätzungsweise $^1/_2$ bis 1°[2].

Die Kristalle bevorzugten nach Abb. 1 sehr ausgesprochen sowohl die Oktaeder- als auch die Würfellage, so daß besonders die Rhombendodekaederecke des Orientierungsdreiecks ziemlich leer geblieben ist. In der Oktaederecke liegen außerdem etwa 1,5 mal so viel Kristalle als in der Würfelecke. Eine ähnliche Verteilung

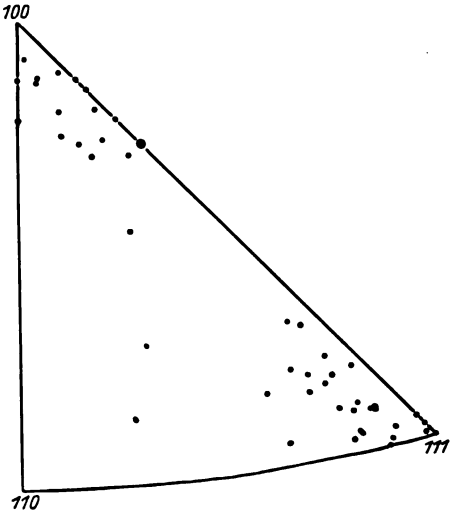


Abb. 1. Orientierung einer Anzahl von Kristallen einer Aluminiumlegierung.

zeigten auch schon die von uns früher hergestellten Kristalle der gleichen Legierung, nur daß die Oktaederecke dort sehr viel stärker belegt war als die Würfelecke. Diese Übereinstimmung läßt die älteren Feststellungen

[1] R. Karnop und G. Sachs: Z. Phys. Bd. 49, S. 480 bis 497. 1928.

[2] Für eine weitere Untersuchung von Messingkristallen konnte die Genauigkeit dieses Verfahrens noch gesteigert werden.

Digitized by Google

über gesetzmäßiges Wachstum von Aluminiumkristallen in neuem Lichte erscheinen. Nach verschiedenen Untersuchungen[1] bevorzugen die Aluminiumkristalle mit bemerkenswerter Übereinstimmung die Rhombendodekaederlage, jedoch ist die Streuung in allen Fällen recht erheblich. Soweit es feststellbar ist, handelt es sich dabei stets um verhältnismäßig reines Aluminium (> 99,5% Al). Bei einem unreineren Material (99,1% Al) fanden wir[2] dagegen verschiedentlich, wenn auch nicht so ausgeprägt wie hier, ein Fehlen von Rhombendodekaederlagen, in anderen Fällen wieder eine praktisch ganz regellose Verteilung[3]. Es dürfte danach wohl die Würfelflächendiagonale als bevorzugte Wachstumsrichtung bei der Rekristallisation von reinen Aluminiumkristallen angesprochen werden, während Legierungen — und anscheinend auch unreineres Aluminium — nach der Würfelkante und Würfeldiagonale wachsen.

Die meisten Kristalle wurden der Torsion unterworfen. An einer Torsionsmaschine von Amsler-Laffon wurden sowohl die Ausschläge des Belastungspendels (Torsionsmoment M) als auch die gegenseitige Verdrehung α zweier Querschnitte im Abstand von 25 mm mit Hilfe von Spiegeln bis zu einer spezifischen Schiebung γ von 1,0% gemessen, wobei

$$\gamma = \alpha \cdot \frac{d}{2l} \qquad (1)$$

(d = Durchmesser, l = Meßlänge) ist. Im elastischen Bereich gilt für die Schubspannung τ an der Außenhaut die gleiche Formel wie bei isotropem Material:

$$\tau = \frac{M}{\pi d^3/16}. \qquad (2)$$

Sie verliert mit dem Eintreten plastischer Formänderungen ihre strenge Gültigkeit. Ein Weg zur Ermittlung der wirklichen Schubspannungen, die an jeder Stelle des Umfangs entsprechend der Elastizitätsgrenze des betreffenden Flächenelements eine andere Größe haben müßten, ist bisher jedoch nicht bekannt. Zur angenäherten Berechnung derselben im plastischen Gebiet bei der Torsion von feinkristallinem Material ist von Prandtl[4] und Ludwik[5] die Annahme vorgeschlagen worden, daß die ursprünglichen Radien bei der Torsion Radien bleiben. Die spezifische Schiebung der Flächenelemente ist dann stets proportional ihrem Abstand von der Achse, und die zugehörige Spannung ergibt sich aus dem Torsionsmoment durch eine einfache graphische Konstruktion[1]. Der Unterschied, der zwischen den auf Grund elastischer Spannungsverteilung und den auf Grund der Prandtlschen Annahme berechneten Werten bei feinkristallinem Material besteht, könnte nun in ähnlicher Größe auch für Kristalle vermutet werden; und zwar müßte für einen ähnlichen Spannungsverlauf wie bei den hier untersuchten Kristallen der Prandtl-Ludwiksche Wert im Bereich kleiner Formänderungen etwa 20% hinter dem elastizitätstheoretischen zurückbleiben. Nun liegen aber die als Anhaltswerte für das Fließen beobachteten elastizitätstheoretischen Werte nur wenige Prozente höher als die aus Zugversuchen sich eindeutig ergebenden kritischen Schubspannungen. Deshalb können die Schubspannungen für Torsion auch nicht durch den Eintritt des Fließens um ganze 20% gefälscht sein. Es bleibt vielmehr nur der Schluß, daß die Prandtl-Ludwiksche Annahme zur Feststellung kritischer Fließspannungen bei der Torsion von Kristallen im Bereich sehr kleiner bleibender Verformungen nicht zulässig ist. Wir haben deshalb auch im plastischen Bereich die nach Gleichung (2) aus den Momenten bestimmten Schubspannungen den weiteren Betrachtungen zugrunde gelegt.

Von den auf diese Weise berechneten τ-γ-Kurven sind einige in Abb. 2 und 3 wiedergegeben.

Ihnen konnte zunächst in der dort angedeuteten Weise der Gleitmodul entnommen werden. Die Formänderungen waren bis zu erheblichen Spannungen hinauf (∼ 6 bis 16 kg/mm², je nach der Orientierung) praktisch der Spannung proportional und elastisch. Der hohen Elastizitätsgrenze in der Nähe der Würfelkante entsprechend sind die Gleitmoduln solcher Orientierungen verhältnismäßig genau, während sie in der Oktaederlage mit einer mittleren Abweichung von ±5% für gleiche Orientierungen streuen (vgl. Abb. 7).

Die Elastizitätsgrenze der Kristalle kann den Kurven nicht mit Sicherheit entnommen werden. Statt dessen wurde daher ein Spannungswert, bei dem die Kurven sich um $\gamma = 0{,}2\%$ von der elastischen Geraden entfernen, als „Streckgrenze" festgelegt und als Kennwert für den Eintritt bleibender Verformungen genommen. Die Elastizitätsgrenze wird vielleicht im Durchschnitt schätzungsweise 30% tiefer liegen als dieser Anhaltswert. Irgendein systematischer Gang beider Werte gegeneinander mit der Orientierung ist nicht feststellbar; die Kurven zeigen durchweg einen sehr ähnlichen Verlauf und überschneiden sich nur in wenigen Fällen.

Zur Ergänzung wurden an fünf Kristallen Zugversuche durchgeführt. Den Kurven Zugspannung (s) —

[1] C. F. Elam: Phil. Mag. (6) Bd. 50, S. 517—520. 1925; E. Schiebold und G. Sachs: Z. Krist. Bd. 63, S. 34—48. 1926; J. Weerts: Z. techn. Phys. Bd. 9, S. 126—136. 1928.

[2] R. Karnop und G. Sachs: Z. Phys. Bd. 41, S. 116 bis 139. 1927; Bd. 42, S. 283—301. 1927.

[3] Vgl. auch W. G. Burgers und J. C. M. Basart: Ebenda Bd. 51, S. 545—556. 1928.

[4] Vgl. H. Herbert: Z. V. d. I. Bd. 54, S. 1388. 1910. Herr Prof. Prandtl hat laut brieflicher Mitteilung die Torsion im plastischen Gebiet in seinen Vorlesungen erstmalig im Wintersemester 1904/05 behandelt. Er begründet seine Annahme wie folgt: Daß bei der plastischen Torsion eines Stabes mit Kreis- oder Kreisringquerschnitt die Radien Radien bleiben, folgt aus einer Symmetrieüberlegung. Wenn man den Stab einschließlich des an ihm angreifenden Kräftesystems um einen Querschnittsradius um 180° schwenkt, so geht er in sich selber über und ebenso das Kräftesystem. Die einzige Formänderung des Radius, die mit dieser Art von Symmetrie verträglich ist, wäre eine Dehnung. Eine solche ist bei der Torsion in erster Näherung nicht zu erwarten, infolgedessen bleibt der Radius undeformiert. Es ist klar, daß diese Schlußweise nur auf isotrope Körper bzw. vielkristallinische Gefüge anwendbar ist. Beim Einzelkristall werden bei der Schwenkung um 180° die Kristallachsen höchstens in gewissen Spezialfällen in sich selbst überführt, im allgemeinen Fall aber nicht. Infolgedessen werden bei der Torsion von Kristallen irgendwelche verwickeltere Formänderungen erwartet werden müssen, die noch zu studieren sein werden.

[5] P. Ludwik: Elemente der technologischen Mechanik, S. 31ff. Berlin 1909.

[1] P. Ludwik und R. Scheu: Stahl und Eisen Bd. 45, S. 373—381. 1925.

Digitized by Google

Dehnung (λ) wurde der Elastizitätsmodul entnommen. Als Anhaltswert für das Fließen diente die Zugspannung bei einer bleibenden Dehnung $\lambda = 0{,}1\%$ Abweichung von der elastischen Geraden, in Anlehnung an die Vorstellung von Ludwik[1], daß bei kleinen bleibenden Verformungen eine spezifische Dehnung einem doppelt so großen Wert der spezifischen Abgleitung in bezug auf die Verfestigungswirkung gleichwertig ist:

$$\gamma = 2\lambda.$$

Für Kristalle müßten eigentlich diese technologischen Größen durch kristallographische Abgleitung auf der Gleitfläche ersetzt werden. Diese ist aber vorläufig nur für den Zugversuch definiert und berechenbar[2].

In Tabelle 1 und 2 sind die Versuchsergebnisse zusammengestellt.

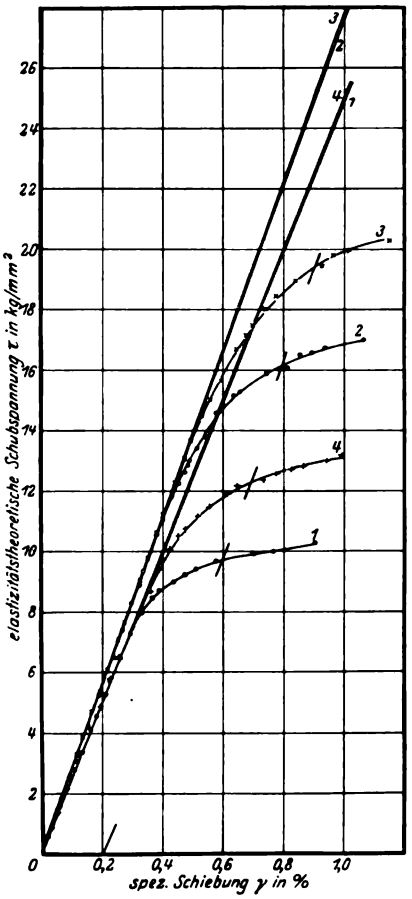


Abb. 2.

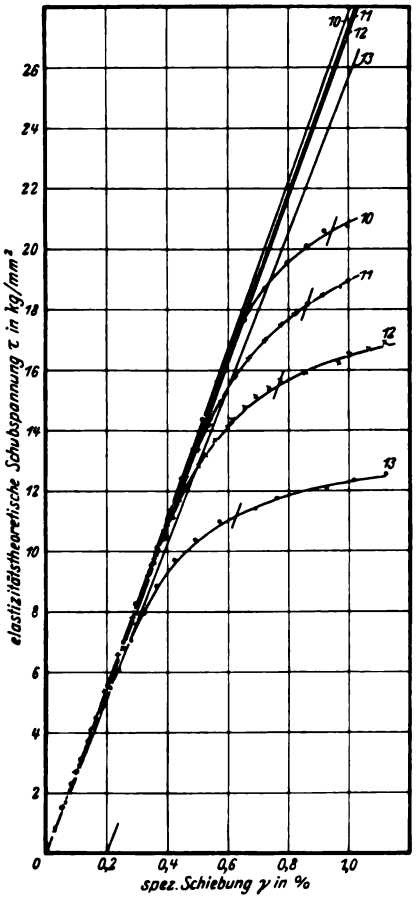


Abb. 3.

Abb. 2 und 3. Torsionskurven von Kristallen einer Aluminiumlegierung.

Orientierungsabhängigkeit der Streckgrenzen.

Die experimentellen Werte der Streckgrenze bei Torsion sind entsprechend Abb. 4 stark von der Orientierung der Kristalle abhängig. In der Oktaederlage 111 beträgt τ_s (vgl. Abb. 6) im Mittel 9,8 kg/mm² mit einer mittleren Streuung von $\pm 10\%$; in der Rhombendodekaederlage 110 würde τ_s, soweit die wenigen Versuche in der Nähe dieser Lage einen Schluß zulassen, etwa 12 kg/mm² erreichen. Von beiden Lagen wächst τ_s nach der Würfelecke zu stark an, bis über 20 ± 2 kg/mm²; in der Würfelecke 100 selber würde τ_s schätzungsweise (vgl. Abb. 6) 22 kg/mm² betragen.

Eine Begründung dieser starken Orientierungsabhängigkeit ist aus der kristallographischen Vorstellung heraus möglich, daß jede bleibende Verformung eines Kristalls durch Gleiten auf ausgezeichneten Gitterflächen und in ausgezeichneten Gitterrichtungen vor sich gehen kann. Bei Kristallen mit regulärflächenzentriertem Gitter treten als Gleitflächen die Oktaederflächen, als Gleitrichtungen die Flächendiagonalen auf. In einem bestimmten Element eines beanspruchten Körpers tritt das Gleiten dann ein, wenn die wirksame Schubspannung (Komponente der Schubspannung auf der Gleitfläche in der Gleitrichtung) einen kritischen Wert erreicht, der im wesentlichen von den sonstigen Spannungsverhältnissen unabhängig ist.

In einem ungleichmäßig beanspruchten Körper, also z. B. einem tordierten Kristall, wird dieser kritische Wert der Schubspannung bei allmählicher Steigerung der Belastung an irgendeiner Stelle zuerst erreicht werden. Das Eintreten dieses Ereignisses, die Erreichung der Elastizitätsgrenze, ist, wie erwähnt, experimentell nicht faßbar. Theoretisch bietet die Berechnung des dazugehörigen Torsionsmoments keine Schwierigkeit, da die Spannungsverteilung in einem tordierten Kristall die gleiche ist wie in einem feinkristallinen Körper. Der Weg zur Bestimmung der Elastizitätsgrenze ergibt sich schon in allen Einzelheiten aus einer Untersuchung von Gough[1]. Man hat für die elastizitätstheoretische Spannung τ die wirksamen Schubspannungen τ_{fr} an jeder Stelle des Stabes für alle zwölf Gleitsysteme (Gleitflächen f = Oktaederflächen, Gleitrichtungen r = Flächendiagonalen) zu bestimmen:

$$\frac{\tau}{\tau_{fr}} = \frac{1}{A \cos(\lambda - \lambda_0)}, \qquad (3)$$

worin

$$A = \sqrt{-{}^1/_2(\cos 2\varphi + \cos 2\varrho + 2\cos 2\varphi \cos 2\varrho}$$

und

$$\lambda_0 = \operatorname{arc\,tg}[(\operatorname{tg} 2\varphi - 1)\operatorname{ctg}(\lambda_\varrho - \lambda_\varphi)] + \lambda_\varphi$$

ist. Hierin bedeutet: φ den Winkel der Stabachse zur Gleitflächennormale, ϱ den Winkel der Stabachse zur Gleitrichtung, λ_φ bzw. λ_ϱ den Winkel zwischen der Projektion der Gleitflächennormale bzw. Gleitrichtung auf

[1] P. Ludwik: Elemente der technologischen Mechanik, S. 16ff. Berlin 1909.

[2] Frhr. v. Göler und G. Sachs: Z. Phys. Bd. 41, S. 11. 1927.

[1] H. J. Gough, S. J. Wright und D. Hanson: J. Inst. of Met. Bd. 36, S. 173—190. 1926.

Digitized by Google

Tabelle 1.

Ergebnisse von Torsionsversuchen an Kristallen einer Aluminiumlegierung.

($a = \cos\alpha_1$, $b = \cos\alpha_2$, $c = \cos\alpha_3$.)

Kristall Nr.	Winkel der Stabachse zu den Würfelkanten α_1	α_2	α_3	Orientierungsfunktion $a^2b^2+b^2c^2+c^2a^2$	Elastizitätskonstanten: Gleitmodul G kg/mm²	Spez. Drillung $\beta = 1/G$ $10^6 \cdot$ mm²/kg	Streckgrenze τ_s kg/mm²	Verhältniszahl (Fig. 5) $\varkappa$	Mittlere Schubspannung $\tau^* = \tau_s/\varkappa$ kg/mm²	Winkel: Stabachse Würfeldiagonale β'
1	$55_5°$	$55_5°$	$53_5°$	0,329	2480	402	9,7	$1,05_5$	9,2	15°
2	90	80	10	0,030	2740	366	16,1	1,71	9,4	48
3	90	84	6	0,011	2770	362	19,4	1,79	10,8	51
4	80	52	40	0,251	2500	400	12,3	1,20	10,2	26
5	82_5	76_5	15_5	0,076	2650	378	16,4	1,54	10,6	40
6	62	58	45	0,315	2480	403	9,8	1,11	8,8	10
7	56	56	52_5	0,330	2450	(408)	10,5	1,06	9,9	2_5
9	84	78	14	0,052	2680	373	15,2	1,59	9,6	42
10	88	84	6	0,012	2770	361	20,7	$1,77_5$	11,7	49
11	82	81	12	0,034	2720	368	18,1	1,63	11,1	43
12	78	78	17_5	0,091	2700	370	15,5	1,49	10,4	37_5
13	64_5	57	44	0,308	2560	391	11,3	$1,11_5$	10,1	11
14	65	62	39	0,285	2570	390	11,4	1,15	9,9	16
15	54_8	54_8	54_8	0,333	(2530)	(395)	10,3	1,00	10,3	0
16	61	55	49	0,321	2450	408	10,2	$1,08_5$	9,4	7
17	61	53_5	50	0,327	2420	413	10,0	1,08	9,3	6
18	59	53	53	0,323	2550	392	10,7	$1,06_5$	10,0	4
20	59_5	56	49_5	0,322	2550	392	10,2	1,08	9,5	5_5
21	86	78_5	12	0,043	2720	368	15,8	1,63	9,7	43_5
22	66	58	42_5	0,289	2580	388	10,8	$1,18_5$	9,1	13
24	89	86_5	4	0,004	2680	374	20,3	1,83	11,1	52
25	79	77	17	0,082	2560	391	15,5	1,49	10,4	37_5
26	86	81	10	0,029	2700	370	19,5	$1,68_5$	11,6	45_5
27	78_5	58_5	34	0,239	2520	397	12,5	1,24	10,1	26
28	59	55_5	50	0,327	(2350)	(426)	9,8	$1,07_5$	9,1	5
29	82	78	15	0,059	(2650)	(378)	18,1	1,56	11,6	40
31	67	51	48	0,297	2450	408	12,2	1,12	10,9	12
32	62	55	48	0,318	2460	406	9,3	$1,09_5$	8,5	8
34	78	78	17_5	0,079	2720	368	17,2	1,49	11,5	37_5
36	84_5	84_5	8	0,018	2770	362	16,2	1,72	9,4	46_5
37	61	53	51	0,321	2550	392	11,7	1,08	10,5	6
38	60_5	59	46	0,309	2430	412	10,2	$1,09_5$	9,3	9
39	79	69	24	0,133	2560	391	14,5	1,37	10,6	33
40	83	83	10	0,029	2720	368	19,9	$1,68_5$	11,8	45
43	86	85	7	0,012	2770	362	21,4	1,76	12,1	48
44	62_5	59_5	43_5	0,302	2560	391	11,1	$1,11_5$	10,0	11
45	68	55	43	0,273	2390	419	9,9	$1,14_5$	8,7	14_5
46	88	84	65	0,012	2660	376	(18,0)	1,77	10,2	49
47	64_5	62	40	0,279	2560	391	10,7	1,14	9,4	15
48	56	55	54	0,325	2500	400	8,8	$1,05_5$	8,3	1
49	58_5	53_5	52_5	0,330	2400	417	8,9	$1,06_5$	8,4	3_5
50	63	57	45	0.313	2400	417	10,7	1,11	9,7	10

Tabelle 2.

Ergebnisse von Zugversuchen an Kristallen einer Aluminiumlegierung.

(φ = Winkel Stabachse—Gleitflächennormale, ϱ = Winkel Stabachse—Gleitrichtung.)

Kristall Nr.	Winkel der Stabachse zu den Würfelkanten α_1	α_2	α_3	Orientierungsfunktion $a^2b^2+b^2c^2+c^2a^2$	Elastizitätskonstanten: Elastizitätsmodul E kg/mm²	Spez. Dehnung $\alpha = 1/E$ $10^6 \cdot$ mm²/kg	Streckgrenze: Zugspannung σ_s kg/mm²	Umrechnungsfaktor $\cos\varphi \cdot \cos\varrho$	Schubspannung $\tau = \sigma \cdot \cos\varphi \cdot \cos\varrho$ kg/mm²
8	$64_5°$	57°	44°	0,304	7760	129	23,4	0,391	9,1
19	58	55	52	0,324	7920	127	32,6	0,299	9,7
23	59	56	49_5	0,325	7880	127	25,8	0,328	8,5
33	60_5	56	48_5	0,319	8080	124	27,6	0,345	9,5
41	80_5	80_5	13_5	0,052	7200	139	20,4	0,456	9,3
42	61	53_5	50_5	0,321	7760	129	23,6	0,339	8,0
									$9,0 \pm 0,6$

Digitized by Google

die Querschnittsfläche und einer beliebigen Querrichtung im Stabe. Diese Winkel bestimmen also die Orientierung des Kristallstabes. Der größte aller dieser Werte überhaupt gibt dann die Elastizitätsgrenze für den betreffen-

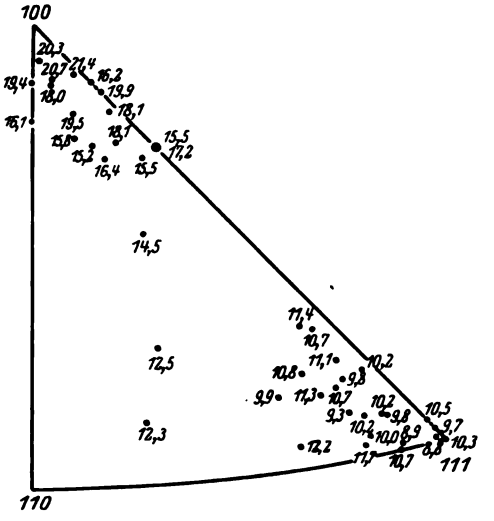


Abb. 4. Torsions-Streckgrenze von Kristallen einer Aluminiumlegierung. (in kg/mm²)

den Kristall an. Die Rechnung ergibt, daß in der Oktaeder- und Rhombendodekaederlage

$$\tau_{111} = \tau_{110} = \tau_{fr}$$

und in der Würfellage

$$\tau_{100} = 1{,}73\,\tau_{fr}$$

ist.

Hiernach bleibt die Orientierungsabhängigkeit der Elastizitätsgrenze also um fast 30% hinter derjenigen der experimentellen Werte zurück, und außerdem ist der offenbar höhere Widerstand in der Rhombendodekaederecke (Abb. 4) als in der Oktaederecke unverständlich.

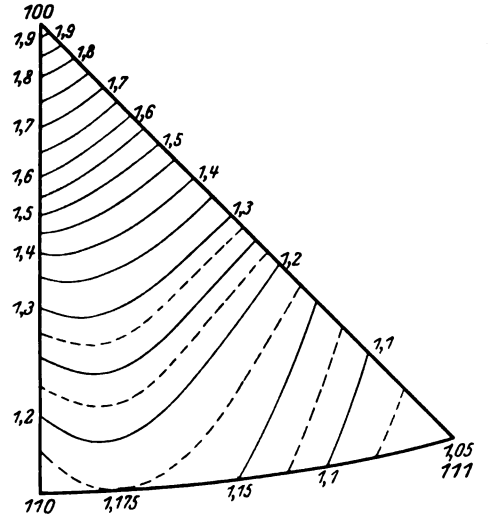


Abb. 5. Fließwiderstand bei Torsion von Kristallen mit regulär-flächenzentriertem Gitter.

Zu einer etwas besseren Übereinstimmung mit den Versuchsergebnissen gelangt man durch die Annahme, daß beim Fließen eines Kristalls sich eine plastische Oberflächenschicht gleicher Dicke ausbildet. Man könnte nun vermuten, daß die zunächst in Wirksamkeit tretenden Stellen geringen Widerstandes sich stärker verformen als die Stellen höheren Widerstands. Die Versuche von Gough[1] zeigen jedoch, daß auch bei den sehr kleinen bleibenden Verformungen eines Dauerversuchs praktisch an allen Stellen eines Querschnitts Gleitungen stattfinden. Sie erfolgen auf verschiedenen Gleitflächen und teilen so den Querschnitt sektorartig auf. Zur Berechnung der Verhältniszahlen solcher Fließwiderstände bei verschiedenen Orientierungen braucht man nur die Elastizitätsgrenzen an allen Stellen des Umfangs festzustellen und mit gleichem Gewicht zu ermitteln. Nicht erfaßbar bleibt hierbei ein etwaiger zusätzlicher Widerstand der Grenzstellen, an denen die Gleitung von einem Gleitsystem auf ein anderes übergeht. Zur Durchführung sind die Höchstwerte der durch Gleichung (3) bestimmten Größen für alle 12 Gleitsysteme an jeder Mantellinie $\lambda = \text{const}$ eines Kristallstabes aufzusuchen. Der Mittelwert gibt dann eine Verhältniszahl für den Fließwiderstand des Kristalls. Diese Rechnung, die in ihren Grundzügen schon früher mitgeteilt worden ist[2], wurde für etwa 30 bevorzugte Orientierungen durchgeführt. Die erhaltenen Werte reichen zum Entwurf eines Schichtlinienbildes (Abb. 5) aus, dem für jede beliebige Orientierung das Verhältnis einer mittleren Schubspannung beim Fließen zu der wirksamen auf dem Gleitsystem entnommen werden kann. In der Oktaederlage ergibt sich als Verhältniszahl 1,05; in der Rhombendodekaederlage 1,15: in der Würfellage 1,94. Die Extremwerte verhalten sich wie 1 : 1,85. Die Unterschiede sind also um etwa 7% größer als bei den Elastizitätsgrenzen (1 : 1,73).

Der Gang der so berechneten Fließspannungen mit der Orientierung entspricht, wie der Vergleich von Abb. 4 und 5 zeigt, qualitativ gut dem Gang der experimentellen Werte. Diese bewegen sich jedoch mit 1 : 2,2 immer noch in etwa 20% weiteren Grenzen als die berechneten Werte. Und zwar sind die Werte für die Oktaederlage verhältnismäßig niedrig gegenüber denen in der Würfellage. Um dies zu veranschaulichen, ist in Tabelle 1 noch das Verhältnis zwischen der Streckgrenze und der berechneten Verhältniszahl gebildet und in Abb. 6 über dem Ab-

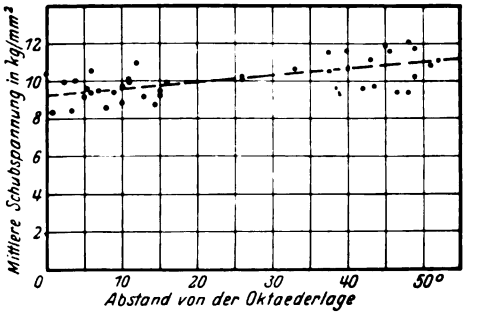


Abb. 6. Mittlere Schubspannung an der Streckgrenze bei Torsionsversuchen an Kristallen einer Aluminiumlegierung.

stand des Kristalls von der Oktaederlage aufgetragen. Diese Werte sollen nach den kristallographischen Überlegungen konstant sein und einen Anhalt für die Größe der wirksamen Schubspannung auf den Gleitsystemen bieten. Abb. 6 zeigt aber einen Anstieg der Werte mit zunehmender Entfernung von der Oktaederlage, und

[1] A. a. O.

[2] G. Sachs: Z. V. d. I. Bd. 72, S. 1011—1026. 1928.

Digitized by Google

zwar von 9,3 kg/mm² in der Oktaederecke bis 11,1 kg/mm² in der Würfelecke.

Eine Erklärung dieses eigenartigen Orientierungseinflusses können nur die besonderen Gleitverhältnisse in den verschiedenen Lagen bieten. Während in der Oktaederlage und ihrer nächsten Umgebung alle in Frage kommenden Gleitbewegungen auf ein und derselben Gleitfläche vor sich gehen, beteiligen sich bei allen anderen Orientierungen mehrere Gleitflächen am Verformungsvorgang. Alle Kristallteilchen gleiten in der Oktaederlage auf der gleichen Gleitfläche, und nur die Gleitrichtung ändert sich in bestimmten, um je 60° gegeneinander versetzten Mantellinien, so daß also im ganzen 3 Gleitsysteme wirksam werden. In der Würfellage dagegen sind Gleitungen auf 4 Systemen möglich, die in Fläche und Richtung verschieden sind. In der Rhombendodekaederlage endlich führt die Rechnung auf die Wirksamkeit von zwei verschiedenen Gleitsystemen. Der Fließwiderstand bei Torsion fällt danach anscheinend um so höher aus, je mehr Gleitflächen an der Verformung beteiligt sind.

Im ersten Fall kann das Zusammenwirken der verschiedenen Gleitbewegungen verhältnismäßig ungestört vor sich gehen. In allen anderen Fällen dagegen greifen mehrere Gleitflächen ineinander[1] und bewirken so nach früheren Erfahrungen erhebliche Widerstandserhöhungen. Bei Zugversuchen liegen in bevorzugten Orientierungen ähnliche Verhältnisse vor. Bei Messingkristallen können dabei die Widerstandserhöhungen 50% und mehr betragen[2]. Bei Zugversuchen an den hier untersuchten Kristallen konnten solche Unterschiede allerdings nicht festgestellt werden[3]. Indes beträgt der Einfluß bei Torsion auch nur etwa 20%, wenn man die Unterschiede der Werte in Abb. 6 als Maß dafür nimmt.

Es zeigt sich also, daß die Orientierungsabhängigkeit des Torsionswiderstandes im großen ganzen den Verlauf aufweist, wie er nach den aus Zug- und Druckversuchen entwickelten Vorstellungen über den Kräftemechanismus bei der Kristallverformung zu erwarten ist. Allerdings bleibt der zusätzliche Orientierungseinfluß in der Größe von 20% noch im einzelnen zu klären.

Was nun den Absolutwert des kristallographischen Torsionswiderstandes anbetrifft, so liegt die Frage nahe, wie er sich zu dem entsprechenden Wert bei den Zugversuchen verhält. Aus Zugversuchen ergibt sich der Wert der wirksamen Schubspannung bei Verformungen, die denen an der Streckgrenze der Torsionsversuche annähernd gleichwertig sind, nach Tabelle 2 zu $9.0 \pm 0{,}6$ kg/mm², in guter Übereinstimmung mit unseren früheren Versuchen ($9{,}3 \pm 0{,}7$ kg/mm²). Die Streckgrenze bei Torsion auf einen Mittelwert wirksamer Schubspannung umgerechnet, führte zu Werten zwischen 9,3 und 11,1 kg/mm². Dabei ist die Rechnung auf rein elastizitätstheoretischer Grundlage durchgeführt ohne Berücksichtigung des Umstandes, daß nach Prandtl die wirklichen Spannungen nach dem Einsetzen des Fließens erheblich unter den elastizitätstheoretischen bleiben müssen. Für Kristalle scheint dies jedoch nach solchen kleinen Verformungen, wie sie der Streckgrenze zugrunde gelegt sind, nicht zuzutreffen. Da bei diesen Kristallen anderseits der Einfluß der gegenseitigen Behinderung verschiedener Gleitsysteme offenbar gering ist, erscheint es verständlich, daß bei dem verhältnismäßig einfachen Zusammenwirken der Gleitvorgänge in der Oktaederlage der Widerstand bei Torsion derart orientierter Kristalle nicht erheblich höher ist als bei Zug. In anderen Orientierungen macht sich dann das verschiedenartige Gleiten in den Kristallteilen in einem zusätzlichen Widerstand bis 20% bemerkbar.

[1] Vgl. Abb. 17 bei Gough: A. a. O.

[2] M. Masima und G. Sachs: Z. Phys. Bd. 50, S. 161 bis 186. 1928.

[3] R. Karnop und G. Sachs: Z. Phys. Bd. 49, S. 480 bis 497. 1928.

Elastizitätskonstanten.

Die Versuche gestatten auch, die Orientierungsabhängigkeit der Elastizitätskonstanten zu übersehen. Entsprechend Abb. 7 ist die spezifische Drillung, d. i. der reziproke Wert des Gleitmoduls, in der Würfellage ($a^2b^2 + b^2c^2 + c^2a^2 = 0$; a, b, c = Richtungskosinus

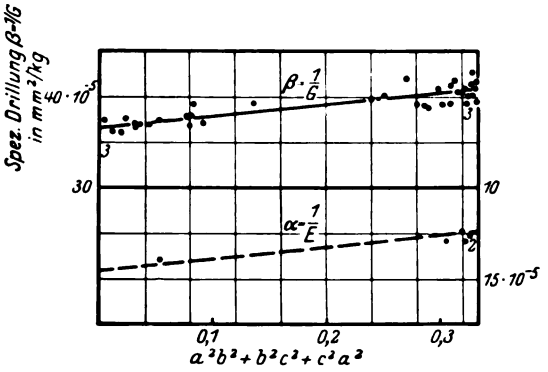


Abb. 7. Orientierungsabhängigkeit der Elastizitätskonstanten von Kristallen einer Aluminiumlegierung.

Stabachse—Würfelkanten) etwa 12% kleiner als in der Oktaederlage ($a^2b^2 + b^2c^2 + c^2a^2 = 0{,}333$). Der Theorie[1] entsprechend steigen die Werte praktisch linear mit der Orientierungsfunktion $a^2b^2 + b^2c^2 + c^2a^2$ an. Der Elastizitätsmodul zeigt in Abb. 7, soweit die wenigen Messungen einen Schluß zulassen, den umgekehrten Gang mit der Orientierung. Dieselbe, aber weit stärkere Orientierungsabhängigkeit der Elastizitätsmoduln, wurde bei den gleichartig kristallisierenden Messingkristallen (regulär-flächenzentriert) gefunden[2]. Die Messungen können daher durch drei Hauptelastizitätsmoduln erfaßt werden:

$$s_{11} = \sim 14{,}7 \cdot 10^{-5}\ \text{mm}^2/\text{kg} = \sim 15 \cdot 10^{-13}\ \text{cm}^2/\text{Dyn},$$
$$s_{12} = \sim 6{,}8 \cdot 10^{-5}\ \text{mm}^2/\text{kg} = \sim 6{,}9 \cdot 10^{-13}\ \text{cm}^2/\text{Dyn},$$
$$s_{44} = \sim 36{,}5 \cdot 10^{-5}\ \text{mm}^2/\text{kg} = \sim 37 \cdot 10^{-13}\ \text{cm}^2/\text{Dyn}.$$

Es gelten dann die Gleichungen:

$$\alpha = \frac{1}{E} = s_{11} - (2s_{11} - 2s_{12} - s_{44})(a^2b^2 + b^2c^2 + c^2a^2),$$

$$\beta = \frac{1}{G} = s_{44} - (4s_{11} - 4s_{12} - 2s_{11})(a^2b^2 + b^2c^2 + c^2a^2).$$

[1] W. Voigt: Kristallphysik, S. 739ff. Berlin und Leipzig 1910.

[2] M. Masima und G. Sachs: Z. Phys. Bd. 50, S. 161 bis 186. 1928.

Digitized by Google

Mit diesen Hauptelastizitätsmoduln ergibt sich ein Wert der Kompressibilität:

$$3\,(s_{11} + 2\,s_{12}) = 3{,}3\ \text{mm}^2/\text{kg},$$

der weit unter dem bekannten Wert für Aluminium ($\sim$13,5 mm²/kg) liegt. Umgekehrt ist es nicht möglich, mit dem experimentellen Wert der Kompressibilität die erhebliche Orientierungsabhängigkeit des Gleit- und Elastizitätsmoduls oder deren Absolutwerte in Einklang zu bringen. Da die gleiche Erscheinung auch schon bei Messingkristallen beobachtet worden ist und ein Fehler im Meßverfahren nicht festgestellt werden konnte, scheint es sich hier um tatsächliche Abweichungen von der Theorie zu handeln.

Für die Unterstützung unserer Untersuchungen sind wir der Notgemeinschaft der Deutschen Wissenschaften zu großem Danke verpflichtet.

Festigkeitseigenschaften von Kristallen einer veredelbaren Aluminiumlegierung.

Von **R. Karnop** und **G. Sachs**[1].

Ebenso wie von reinen Metallen lassen sich auch von einphasigen Legierungen einzelne Kristalle nach verschiedenen Verfahren planmäßig herstellen. Selbst die Anwesenheit einer zweiten Kristallart in geringer Menge beeinträchtigt die Kristallausbildung des Hauptbestandteils kaum. Bei der Rekristallisation fördern sogar gewisse Zusätze die Entstehung großer Kristalle.

Legierungen, die bei hohen Temperaturen aus einer Kristallart bestehen, bei niedrigen Temperaturen aber zur Ausscheidung einer zweiten Kristallart neigen, sind in der Regel vergütbar oder veredelbar. Bei Unterdrückung des Ausscheidungsvorganges durch Abschrecken und Auslösung durch Lagern oder gelindes Erwärmen können die Festigkeitseigenschaften in weiten Grenzen verändert werden. Die bekanntesten Beispiele hierfür bieten die vergütbaren Aluminiumlegierungen. Daß die Eigenschaftsänderungen an den Ausscheidungsvorgang gebunden sind, ist durch zahlreiche Untersuchungen sichergestellt; jedoch ist es bisher nicht gelungen, die Veredelung mit dem Ablauf der Ausscheidung zu koppeln.

Auch von solchen Legierungen lassen sich, wie im folgenden gezeigt wird, äußerlich einheitliche Kristalle herstellen, die die Fähigkeit zur Vergütung besitzen[2]. Die veredelten Kristalle verhalten sich bei mechanischer Beanspruchung nicht wesentlich anders als Kristalle anderer Aluminiumlegierungen[3].

Herstellung einzelner Kristalle.

Es wurde zunächst versucht, von drei Legierungen (99% Al, 0,5% Mg — 95% Al, 5% Cu — 94% Al, 0,5% Mg, 5% Cu)[4] Kristalle in ähnlicher Weise wie bei technisch reinem Aluminium[5] zu züchten. 15 cm lange Stücke von gezogenem Draht von 3 mm Durchmesser wurden zunächst bei 525° 6 St. und bei 300° 1 St. geglüht, nach langsamer Abkühlung um 1 bis 3% in einer Zerreißmaschine gereckt und innerhalb 6 Tagen von 450 auf 515° C erhitzt. Die Legierung mit 5% Cu[1] bildete nach 1,5% Dehnung durchweg Kristalle, welche die Stablänge (150 mm) zum größten Teil einnahmen. Oberflächlich waren kleine Kristalle zurückgeblieben, die durch Abätzen beseitigt wurden.

Bei den anderen beiden Legierungen entstanden auf diese Weise nur etwa 1 cm lange Kristallstücke. Die Legierung mit 0,5% Mg neigte schon bei der ersten Glühbehandlung zur Ausbildung großer Kristalle, besonders auch bei Verwendung dünner Drähte von 1 mm Durchmesser.

Die Orientierungsbestimmung wurde an Hand von Laue-Aufnahmen (senkrecht zur Stabachse) vorgenommen[2]. Eine Feststellung der Orientierung an Hand der Ätzreflexe war nicht möglich, da eine genügend glänzende Ätzung nicht erzielt werden konnte. Die Kristalle bevorzugten die Würfeldiagonale als Wachstumsrichtung und mieden die Würfelflächendiagonale (vgl. Abb. 1).

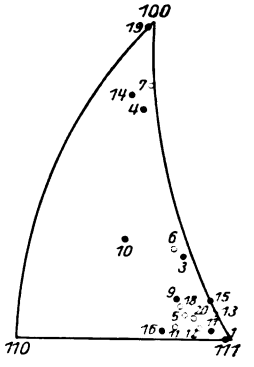


Abb. 1. Orientierung der untersuchten Kristalle. • Veredelt. o Geglüht.

Der größte Teil der Kristalle wurde durch Abschrecken von 525° ($^1/_2$ St.) in Wasser von Raumtemperatur und Anlassen auf 100° ($^1/_2$ St.) in einen Zustand gebracht, der nach Versuchen an feinkristallinem Draht hohe Festigkeit und Dehnung aufwies. Die übriggebliebenen Kristalle waren nach dem Glühen bei 525° langsam im Ofen erkaltet, der noch 1 St. auf 300° gehalten wurde. Die wichtigsten Daten der untersuchten Kristalle gibt Tabelle 1 wieder.

Der Verformungsvorgang.

Die Kristallstäbe wurden Zerreißversuchen unterworfen und bei verschiedenen Belastungen der größte und kleinste Durchmesser an 1 bis 2 Stellen mit Hilfe einer Mikrometerschraube gemessen.

Dieses Verfahren gibt schon einen gewissen Einblick in den Verformungsmechanismus. Solange nämlich einfache Gleitung auf einem Gleitsystem stattfindet (nach

---

[1] Original: Z. Phys. Bd. 49, S. 480—497. 1928.

[2] G. Sachs: Z. Metallkunde Bd. 18, S. 209—212. 1926.

[3] C. F. Elam: Proc. Roy. Soc. (A) Bd. 112, S. 289—296. 1926; (A) Bd. 115, S. 133—147. 1927.

[4] Den Dürener Metallwerken sind wir für die bereitwillige Herstellung der benötigten Legierungen zu besonderem Danke verpflichtet.

[5] H. C. H. Carpenter und C. F. Elam: Proc. Roy. Soc. (A) Bd. 100, S. 329—353. 1921; R. Karnop und G. Sachs: Z. Phys. Bd. 42, S. 283—301. 1927.

[1] Genaue Zusammensetzung: 5,01% Cu, 0,35% Si, 0,37% Fe, Rest Al.

[2] E. Schiebold und G. Sachs: Z. Krist. Bd. 63, S. 34 bis 48. 1926.

Digitized by Google

Tabelle 1. Kennziffern von Kristallen einer veredelbaren Aluminiumlegierung.

Zustand	Nr.	Winkel der Stabachse zu den Würfelkanten α_1	α_2	α_3	Streckgrenze: Zugspannung s_s kg/mm²	τ/s	Schubspannung τ_s kg/mm²	Höchstlast σ_B kg/mm²	Gleichmäßige Querschnittsverminderung q_k %	Gleichmäßige Dehnung δ_k %	Trennspannung: Reißfestigkeit s_b kg/mm²	τ/s	Schubspannung τ_b kg/mm²	Winkel der Bruchfläche zur Stabachse	Bemerkungen
Veredelt (abgeschreckt von 525° in H_2O; angelassen 100° $^1/_2$ St.)	1	54	54	56	34,4	0,286	9,8	45,6	7,2	8	49,2	0,291	14,3	—	Zusammengesetzte Bruchfläche
	3	36	64	67	22,5?	0,399	8,9	35,4	12,3	14	41,4	0,400	16,6	42	
	4	12	80	83	18,8	0,462	8,7	33,6	13,2	15	38,7	0,454	17,6	46	
	9	43	57	66	24,5	0,400	9,8	41,1	12,6	14	47,0	0,371	17,4	42	
	10	31	62	77	20,2	0,482	9,7	36,7	10,4	11[5]	40,9	0,461	18,9	40[5]	
	14	10	81	86	18,0	0,462	8,3	33,0	16,3	19	39,4	0,453	17,8	48	
	15	46	60	60	25,0	0,340	8,5	42,0	6,7	7	44,9	0,347	15,6	43	
	16	47	50	68	22,2	0,400	8,9	38,0	20,7	26	47,9	0,364	17,4	37	Zusammengesetzte Bruchfläche
	17	51	54	59	31,0	0,320	9,4	43,1	9,0	10	48,5	0,312	15,2	—	Fließkegel
	19	1	89	90	24,0	0,418	10,1	36,9	16,0	19	43,8	0,436	19,1	—	
							9,3 ± 0,7								
	Haufwerk	—	—	—	13,8	—	—	33,3	16,6	20	—	—	—	—	
	do.	—	—	—	14,8	—	—	33,5	16,7	20	—	—	—	—	
Geglüht (300° 1 St.)	5	46	55	64	6,4	0,380	2,4	22,2	11,1	13	—	—	—	45[5]	
	6	35	64	69	4,0	0,433	1,9	19,7	13,9	16	—	—	—	48	
	7	9	83	84	3,2	0,452	1,5	17,5	9,2	10	—	—	—	—	Fließkegel
	11	48	52	66	5,4	0,378	2,2	21,6	14,3	17	—	—	—	43	
	12	51	53	60	7,2	0,325	2,5	23,4	10,8	12	—	—	—	44	
	13	49	57	59	5,4	0,328	1,9	23,6	11,2	13	—	—	—	46	
	18	44	55	66	3,2	0,404	1,6	21,9	14,7	17	—	—	—	45	
	20	48	55	63	4,2	0,365	1,5	23,3	10,1	11	—	—	—	45	
							1,9 ± 0,4								
	Haufwerk	—	—	—	4,4	—	—	20,6	11,7	13	—	—	—	—	

Taylor und Elam[1] ist die Gleitfläche eine Oktaederfläche [111] und die Gleitrichtung eine Würfelflächendiagonale [110]), muß sich ein Kristallstab im allgemeinen in einer Richtung verbreitern[2]. Im vorliegenden Falle war allerdings eine genaue Beurteilung dadurch beeinträchtigt, daß die Kristalle keinen runden, sondern einen annähernd elliptischen Querschnitt (bis 2% Unterschied) hatten. Auch erfolgte anfänglich bei den nahezu elastischen Beanspruchungen eine Dickenabnahme in allen Richtungen um einige $^1/_{1000}$ mm. Trotzdem konnte bei Kristallen solcher Orientierungen, die sich theoretisch am stärksten verbreitern mußten, die zu erwartende Verbreiterung festgestellt werden. Es sind dies die Kristalle im Mittelfeld, besonders 16 und 9 in Abb. 1, bei denen Durchmesserverbreiterungen von 0,3 bis 0,4% beobachtet wurden. Bei anderen Orientierungen sind die Verbreiterungen auch bei reinem Aluminium gering oder negativ[3]. Die veredelten Kristalle verhalten sich also darin ganz ähnlich wie Aluminiumkristalle.

Gleitlinien ließen sich bei gedehnten Stäben nicht mit Sicherheit nachweisen. Erst nach dem Bruch waren, wie z. B. Abb. 2 zeigt, bei einigen Stäben in der Nähe der Bruchstelle zwei Streifensysteme zu erkennen. Sie waren jedoch so unvollkommen, daß eine Vermessung unmöglich war.

[1] G. J. Taylor und C. F. Elam: Proc. Roy. Soc. (A) Bd. 102, S. 643—667. 1923; (A) Bd. 108, S. 28—51. 1925.

[2] H. Mark, M. Polanyi und E. Schmid: Z. Phys. Bd. 12, S. 58—116. 1922; Frhr. v. Göler und G. Sachs: Z. Phys. Bd. 41, S. 103—115. 1927.

[3] R. Karnop und G. Sachs: Z. Phys. Bd. 41, S. 116 bis 139. 1927.

Die Orientierung einiger Kristalle nach dem Bruch wurde an Hand von Drehaufnahmen (Abb. 3 bis 6) bestimmt. Und zwar wurden zwei Kristalle gewählt, deren Stabachsen bei dem bekannten Gleitmechanismus des Aluminiums (zunächst Orientierungsänderung bis zur Grenze des sphärischen Dreiecks (Abb. 1) auf die Gleitrichtung [101], dann auf der Grenzlinie auf die [211]-Richtung hin)[1] in die Nähe wichtiger Kristallrichtungen kommen mußten. Und zwar Kristall 3 nach [211], Kristall 4 nach [511]. Die entsprechenden Drehaufnahmen (Abb. 3 und 4) zeigen, daß die Kristalle tatsächlich fast genau diese Lagen angenommen haben. In Abb. 7 sind die aus den Röntgenaufnahmen ermittelten Lagen den berechneten gegenübergestellt. Ferner wurden zwei Kristalle untersucht, bei denen von vornherein Abweichungen vom üblichen Gleitmechanismus zu erwarten waren. Diese Kristalle 19 und 1 hatten hochsymmetrische Orien-

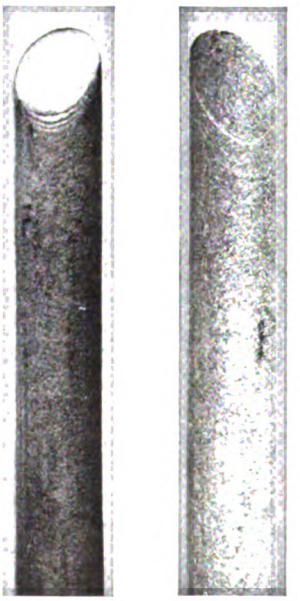


Abb. 2. Andeutungen von Gleitlinien bei einem zerrissenen Kristall. Viermal vergrößert.

[1] G. I. Taylor und C. F. Elam: A. a. O.

Digitized by Google

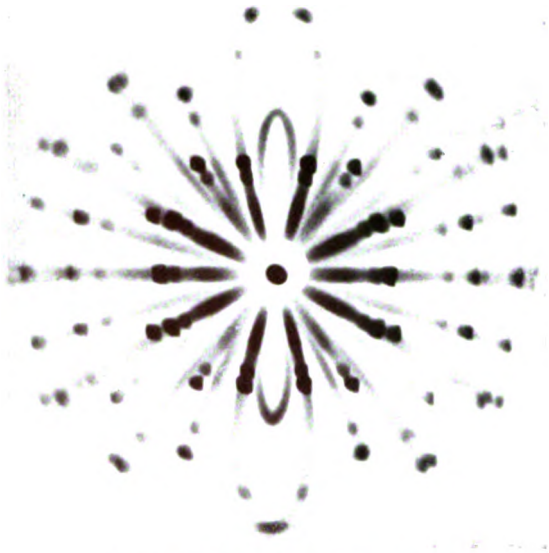


Abb. 3. Kristall 3: Stabachse nahe [211].

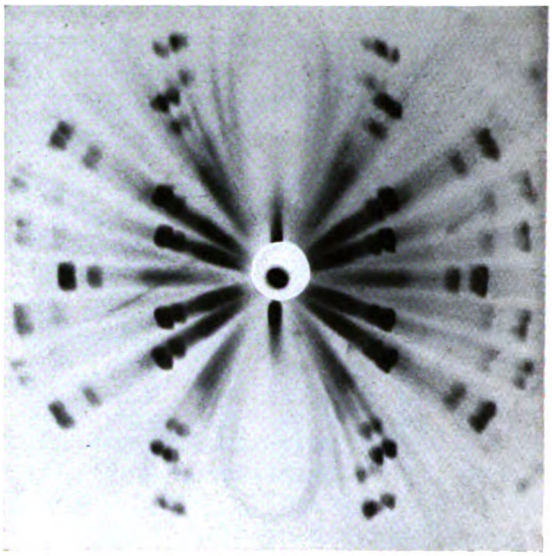


Abb. 5. Kristall 19: Stabachse nahe [100].

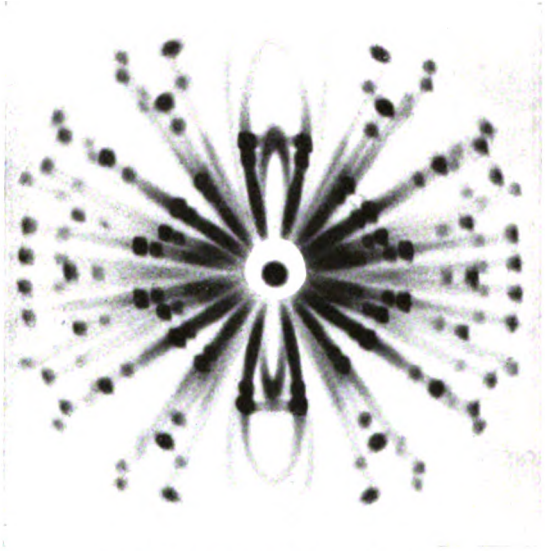


Abb. 4. Kristall 4: Stabachse nahe [511].

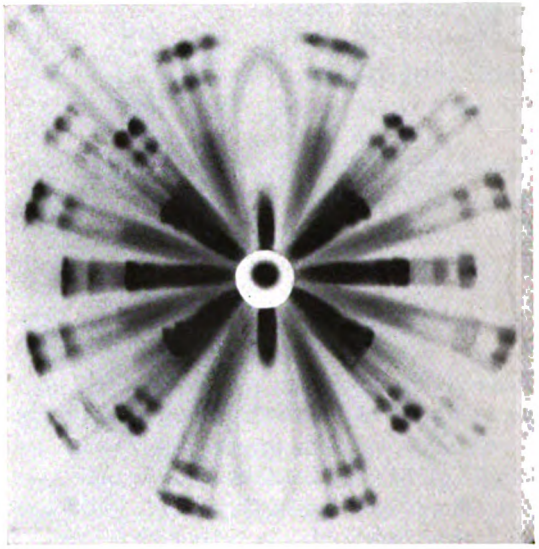


Abb. 6. Kristall 1: Stabachse nahe [111].

Abb. 3 und 4. Drehaufnahmen von zerrissenen Kristallen einer Aluminiumlegierung.

Abb. 5 und 6. Drehaufnahmen von zerrissenen Kristallen einer Aluminiumlegierung.

tierungen nahe der Würfelkante [100] und der Würfeldiagonalen [111]; sie behielten beim Zerreißversuch einen nahezu runden Querschnitt bei; und nach den Erfahrungen an Aluminium[1] konnten bei solchen Kristallen leicht mehrere Gleitsysteme wirksam gewesen sein. Dies führt aber dazu, daß die Orientierung solcher Kristalle sich beim Versuch wenig ändert, was in der Tat durch die Drehaufnahmen (Abb. 5 und 6) bestätigt wird. Die Stabachse des Kristalls 19 liegt nach dem Bruch etwa 4° von [100] entfernt nach [111] hin, diejenige des Kristalls 1 höchstens 2° von [111] ab. Dabei weichen die Kristalle allerdings, wie Abb. 7 zeigt, auch gar nicht sehr weit im erwarteten Sinne von den aus dem strengen Gleitmechanismus heraus berechneten Lagen ab.

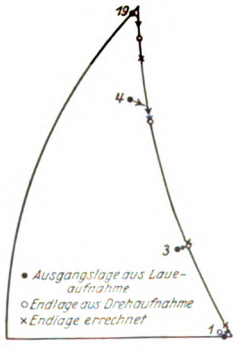


Abb. 7. Orientierungsänderungen von Kristallen einer Aluminiumlegierung beim Zerreißversuch.

Eine besondere Stütze für die Übereinstimmung der Gleitelemente der Legierungskristalle mit denen von Aluminium bieten außerdem die Spannungsverhältnisse.

Der Fließbeginn.

In Abb. 8 ist der Spannungsverlauf der veredelten Kristalle in Abhängigkeit von der Querschnittsverminderung aufgetragen. Das Fließen setzt nach geringen elastischen Verformungen ziemlich plötzlich ein[1]. Die Zugspannung an dieser Streckgrenze liegt zwischen 18 und 36 kg/mm² und ist nach Abb. 9 und 10 eine Funktion der Orientierung, und zwar ganz so, wie es bei konstanter Schubspannung auf der Gleitfläche des Alu-

[1] R. Karnop und G. Sachs: A. a. O.

[1] Der allmähliche Übergang bei einigen Kristallen ist vermutlich auf Störungen zurückzuführen (vgl. G. Sachs und H. Shoji: Z. Phys. Bd. 45, S. 776—796. 1927). Er wurde, wie Abb. 8 zeigt, durch einen scharfen Knick wie bei den andern Kristallen ersetzt.

Digitized by Google

miniums (Oktaederfläche) in der Gleitrichtung (Flächendiagonale) zu erwarten ist (Winkel: Stabachse—Gleitflächennormale = φ, Stabachse — Gleitrichtung = ϱ).

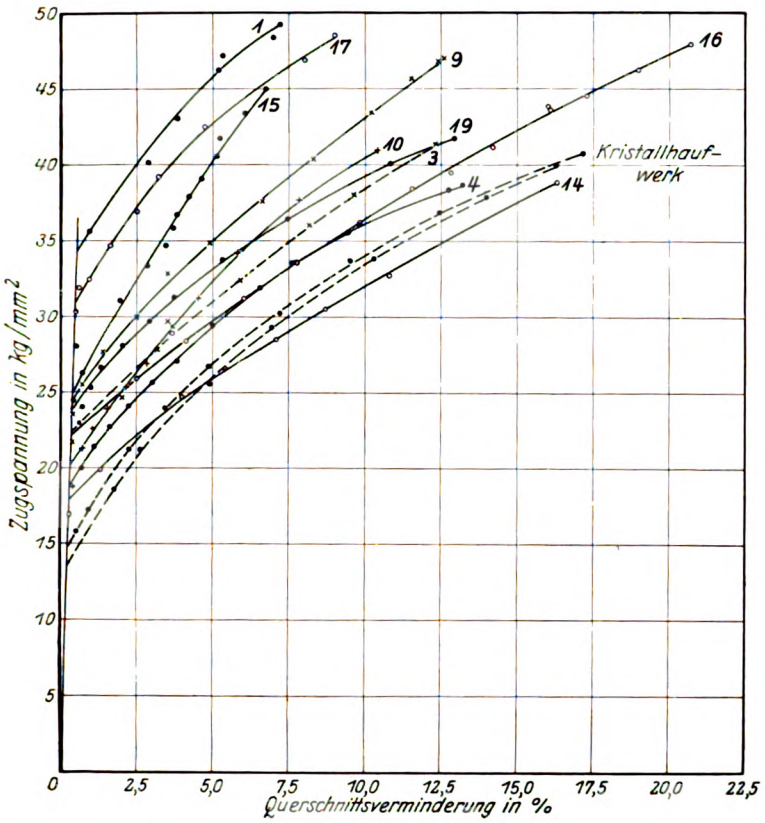
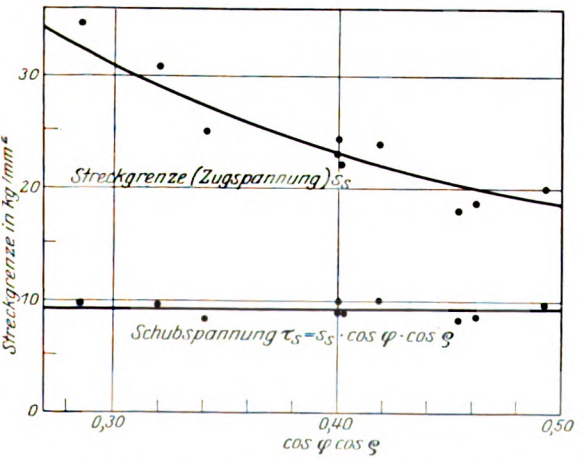


Abb. 8. Spannung-Querschnittsverminderungskurven von Kristallen einer Aluminiumlegierung in veredeltem Zustande.



(ϱ = Winkel der Stabachse zur Gleitrichtung.)
(φ = Winkel der Stabachse zur Gleitflächennormale.)

Abb. 10. Abhängigkeit der Streckgrenze von Kristallen einer veredelten Aluminiumlegierung von der Orientierung.

Die mittlere Abweichung vom Mittelwert 9,3 kg/mm² beträgt ±8%, die größte —11%. Für die veredelten Kristalle gilt also mit guter Annäherung das von Schmid[1] an Zink und Wismut nachgewiesene Grundgesetz der Kristallverformung, daß die „wirksame" Schubspannung (auf der Gleitfläche in der Gleitrichtung) unabhängig von der Orientierung ist.

Bei den unveredelten Kristallen war die Orientierungsmannigfaltigkeit verhältnismäßig gering (vgl. Abb. 1). Die Verformungskurven (Abb. 11) fallen daher viel dichter zusammen als bei den veredelten Kristallen. Die Streckgrenze ist auch bei ihnen ausgesprochen, liegt aber mit etwa 4 bis 8 kg/mm² ziemlich niedrig. Die Streuung ist dabei im Mittel über ±20% und wird auch bei Umrechnung auf wirksame Schubspannungen nicht kleiner.

Abb. 9. Streckgrenze (in kg/mm²) von Kristallen verschiedener Orientierung einer veredelten Aluminiumlegierung.

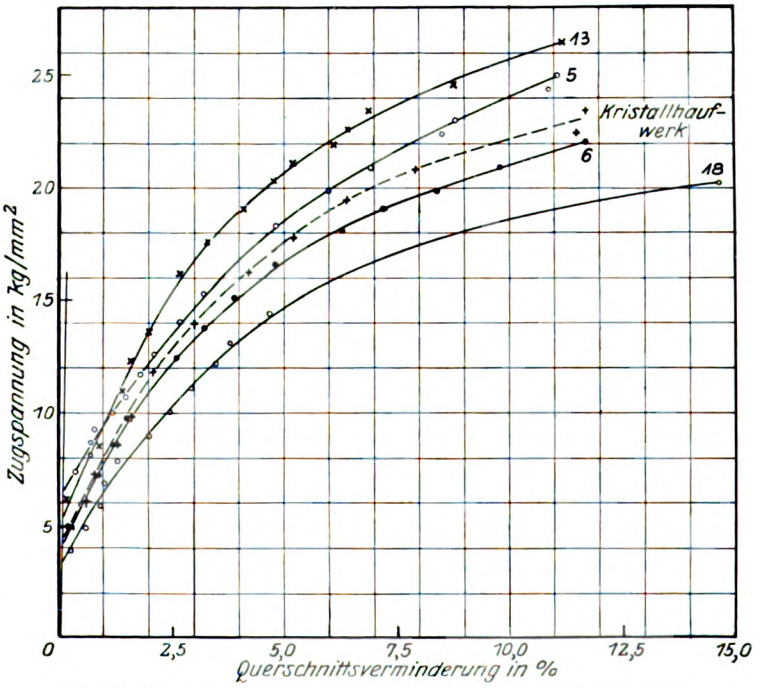


Abb. 11. Spannung-Querschnittsverminderungskurven von Kristallen einer Aluminiumlegierung (geglüht).

Die Verformungskurven.

Unter der Annahme, daß der Gleitmechanismus der veredelten Kristalle der gleiche ist wie bei Aluminium, lassen sich die Zugspannungen und Querschnittsver-

[1] E. Schmid: Proc. Int. Congress Applied Mechanics Delft 1925, S. 342—353; P. Rosbaud und E. Schmid: Z. Phys. Bd. 32, S. 197—225. 1925; M. Georgieff und E. Schmid: Z. Phys. Bd. 36, S. 759—774. 1926.

Digitized by Google

minderungen auf dem früher[1] entwickelten Wege in Schubspannungen und Abgleitungen umrechnen. Die auf diese Weise gewonnenen Kurven (Abb. 12) zeigen eine wesentlich geringere Streuung als die technologischen

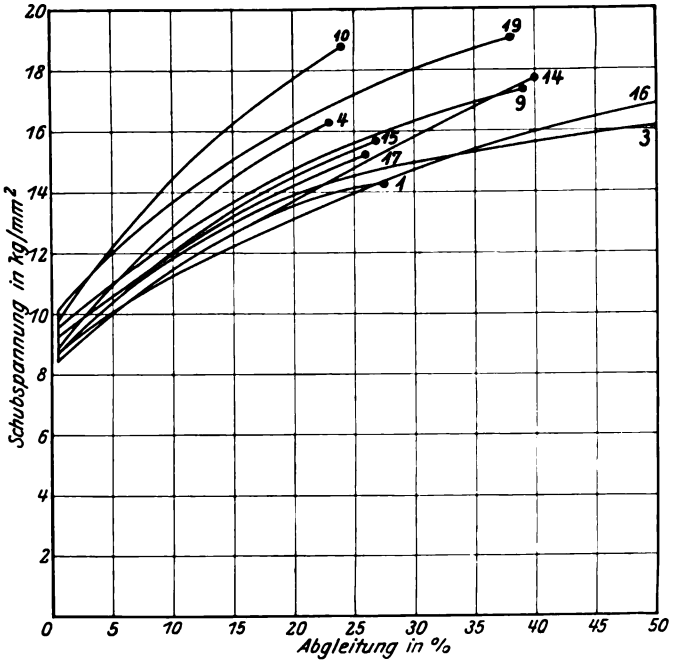


Abb. 12. Schubspannung-Abgleitungskurven von Kristallen einer Aluminiumlegierung in veredeltem Zustande.

Kurven (Abb. 8). Sie verlaufen innerhalb eines Streuungsgebietes, das mit ±15% Abweichung von einer mittleren Kurve von gleicher Größenordnung ist wie für die Schubspannung an der Streckgrenze (±8%) und nicht wesentlich über die zufälligen Abweichungen gleichorientierter Kristalle hinausgeht. Die technologischen Kurven gehen dagegen etwa ±25 bis 50% auseinander.

Festigkeit und Dehnung.

Die Festigkeiten und Dehnungen der untersuchten Kristalle sind in Tabelle 1 zusammengestellt und die Werte der veredelten Kristalle in Abb. 13 und 14 eingetragen. Die Dehnungswerte bewegen sich zwischen 7 und 26% und streuen erheblich, im großen ganzen liegen sie für Kristalle mit großer Festigkeit verhältnismäßig niedrig.

Die Festigkeit der vergüteten Kristalle (Abb. 13) zeigt einen ähnlichen Gang mit der Orientierung wie die Streckgrenze (Abb. 9) ändert sich aber nur im Verhältnis 1 : 1,4 (33,0 bis 45,6 kg/mm²). Die geringere Orientierungsabhängigkeit gegenüber der Festigkeit von Aluminiumkristallen[1] erklärt sich daraus, daß bei den veredelten Kristallen der Bruch durch einen bisher noch nicht bekannten Umstand ziemlich plötzlich eintritt. Bei Aluminiumkristallen hängt dagegen die Festigkeit mit dem Verlauf der Spannung während der Verformung eng zusammen und läßt sich sogar rechnerisch erfassen[2].

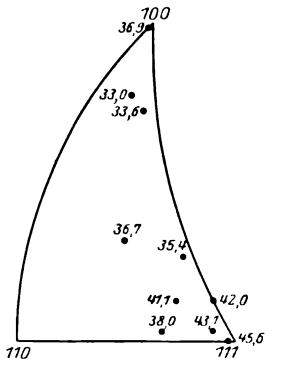


Abb. 13. Festigkeit (in kg/mm²) von Kristallen verschiedener Orientierung einer veredelten Aluminiumlegierung.

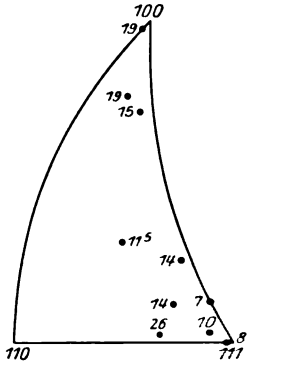
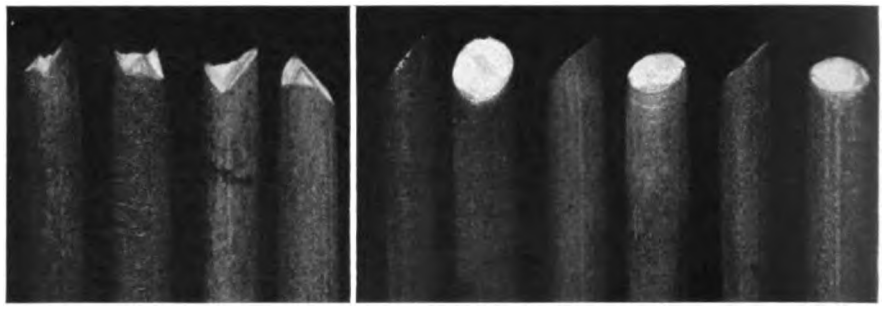


Abb. 14. Höchstlastdehnung (in %) von Kristallen verschiedener Orientierung einer veredelten Aluminiumlegierung.

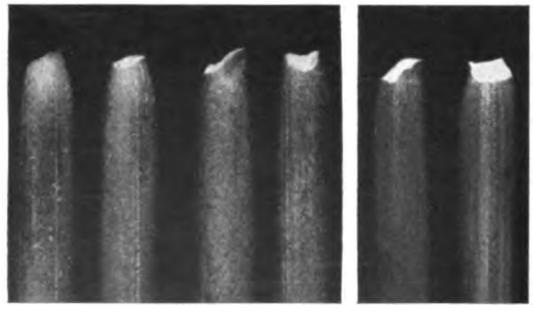
Der Bruch.

Eine vollständige Klärung des Bruchvorganges ist bisher nicht gelungen.

Die Bruchausbildung der einzelnen Kristalle ist, wie Abb. 15 zeigt, von ihrer Orientierung abhängig. Bei mittleren Orientierungen tritt, ähnlich wie bei den von Elam[3] untersuchten Aluminium-Zink-Kristallen, eine einzige, ziemlich glatte Bruchfläche auf. Bei den unver-



1 veredelt nahe Würfeldiagonale | 17 veredelt | 16 veredelt | 6 geglüht | 14 veredelt



7 geglüht | 19 veredelt nahe Würfelkante | Haufwerkstab

Abb. 15. Bruchausbildung von Kristallen einer veredelbaren Aluminiumlegierung. 2,5mal vergrößert.

[1] Frhr. v. Göler und G. Sachs: A. a. O.; R. Karnop und G. Sachs: A. a. O.

[1] R. Karnop und G. Sachs: A. a. O.

[2] Frhr. v. Göler und G. Sachs: Z. techn. Phys. Bd. 8, S. 586—594. 1927.

[3] C. F. Elam: A. a. O.

Digitized by Google

edelten Kristallen war die Neigung dieser Bruchfläche durchschnittlich 45°; die Einzelwerte schwankten ohne ersichtliche Gesetzmäßigkeit zwischen 43 und 48° (vgl. Tabelle 1). Bei den veredelten Kristallen zeigt die Neigung der Bruchfläche zur Stabachse nach Abb. 16 einen systematischen Gang mit der Orientierung. Mit Ausnahme der beiden in Abb. 16 eingeklammerten Kristalle scheint dabei die Bruchfläche einem Gleitliniensystem parallel zu verlaufen (vgl. Abb. 2); die Neigung der Bruchfläche ergibt sich aber für diese Kristalle um etwa 10° flacher als die Neigung der Gleitfläche. Bei den beiden in Abb. 16 eingeklammerten Kristallen nimmt die Bruchfläche eine ganz andere Lage ein als die Gleitfläche, die bei diesen Kristallen verhältnismäßig steil liegt.

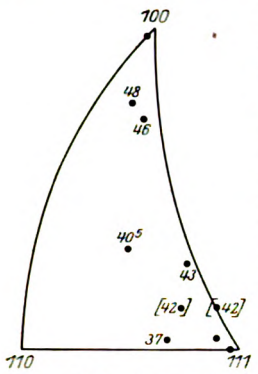


Abb. 16. Neigung der Bruchfläche zur Stabachse bei verschieden orientierten Kristallen einer veredelten Aluminiumlegierung.

Bei Kristallstäben, die nahezu nach einer Würfeldiagonale orientiert sind, setzt sich der Bruch, wie Abb. 15 zeigt, aus mehreren fast ebenen Flächen zusammen. Die Neigung dieser Flächen zueinander läßt jedoch ebenfalls keine Rückschlüsse zu, ob wir es hier mit wirklichen Kristallflächen zu tun haben. Kristalle,

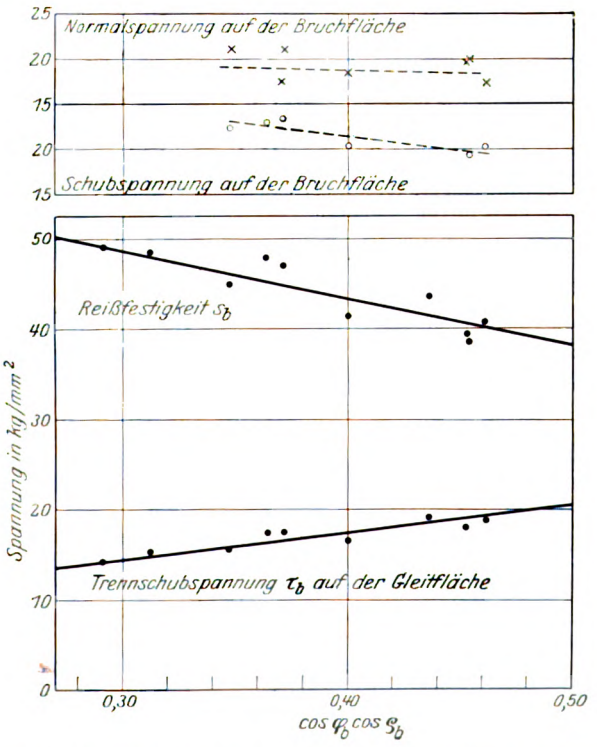


Abb. 17. Trennspannungen von Kristallen einer veredelten Aluminiumlegierung.

deren Stabachse nahe einer Würfelkante liegt, zeigen keine glatten Trennungsflächen, sondern ziehen sich ähnlich wie Haufwerkstäbe zu einem deutlichen Fließkegel aus.

Die Kräfteverhältnisse beim Bruch veranschaulicht Abb. 17. Da der Bruch unter geringem Lastabfall ziemlich plötzlich erfolgt, kann die im Augenblick der Höchstlast getragene Spannung wohl als Reißfestigkeit angesprochen werden. Diese ist in systematischer Weise von der Orientierung abhängig. Berechnet man hieraus nun etwa die Schubspannung auf der Gleitfläche, so ist diese in umgekehrter Weise von der Orientierung abhängig. In noch stärkerem Maße gilt dies für die Normalspannung auf der Gleitfläche. Die Schubspannung auf der gemessenen Bruchfläche anderseits ist in ähnlicher Weise von der Orientierung abhängig wie die Reißfestigkeit, und nur die Normalspannung auf der Bruchfläche zeigt keinen Gang mit der Orientierung. Die Übereinstimmung dieser Werte ist aber nicht gut genug, um hieraus den Schluß ziehen zu können, daß allein die Größe der Normalspannung in der Bruchfläche für den Bruchvorgang maßgebend ist.

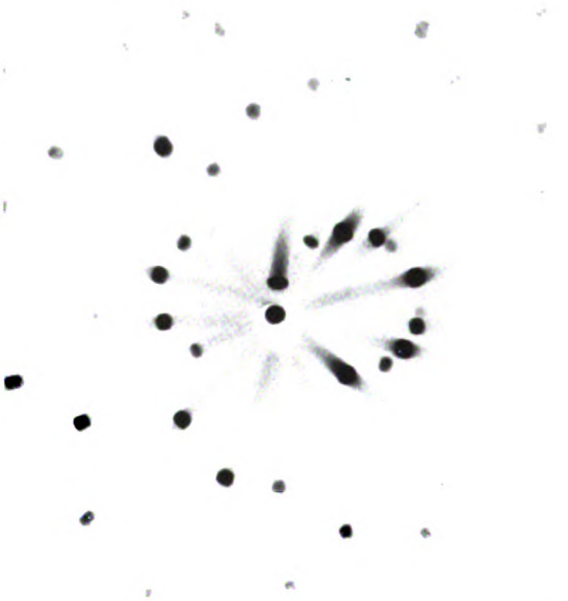


Abb. 18. Veredelt (abgeschreckt von 525° in H_2O; angelassen 100°, ½ St.).

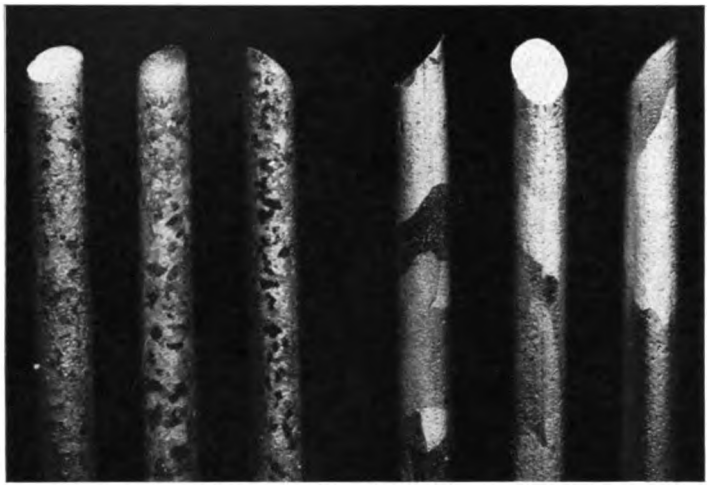
Abb. 19. Geglüht (400°, ½ St.; 300°, ½ St.).

Abb. 18 und 19. Laue-Aufnahmen eines Kristalls einer Aluminiumlegierung in veredeltem und geglühtem Zustande.)

Digitized by Google

Einfluß der Veredelung.

Die Laue-Aufnahmen von veredelten und unveredelten Kristallen unterscheiden sich, wie Abb. 18 und 19 zeigen, nur sehr wenig voneinander. Beim geglühten Kristall ist allerdings die Begrenzung der Laue-Flecken schärfer, der Asterismus geringer. Daraus läßt sich aber nur entnehmen, daß das an sich niemals vollkommen einwandfreie Gitter von Metallkristallen bei diesen Legierungen durch den Vergütungsvorgang in geringem Maße unregelmäßig verzerrt wird. Diese Feststellung will wenig besagen, da der gleiche Effekt z. B. auch bei geringen Verformungen der Kristalle entsteht. Ob irgendwelche, für die Veredelung kennzeichnenden Gitteränderungen eintreten, kann nur auf Grund von sehr verfeinerten Röntgenverfahren festgestellt werden.



Geglüht (bei 340° rekr.). Veredelt (bei 470° rekr.).

Abb. 20. Rekristallisation einzelner Kristalle einer Aluminiumlegierung. (Dehnung ~ 10%.) 2,5mal vergrößert. Geätzt abwechselnd mit 50% HCl und 50% HNO_3.

Sehr bedeutend sind dagegen die Veränderungen der Festigkeitseigenschaften durch die Vergütung. Besonders die Schubspannung an der Streckgrenze wird von etwa 2 auf 9,5 kg/mm², also fast auf den fünffachen Wert, erhöht. Die Trennspannung beim Bruch steigt von 20 bis 25 kg/mm² auf 40 bis 50 kg/mm². Die Dehnung schließlich wird wenig geändert, so daß also die Vergütung tatsächlich ihrem Namen entsprechend eine wesentliche Steigerung der Belastbarkeit in der Technik zur Folge hat, ohne daß dadurch der in der Dehnung liegende Sicherheitsfaktor in Anspruch genommen wird.

Schließlich wurde noch der Einfluß der Veredelung auf das Rekristallisationsvermögen untersucht. Einige zerrissene und dabei um 7 bis 20% gedehnte Kristalle wurden stufenweise auf wachsende Temperatur gebracht. Die veredelten Kristalle rekristallisierten erheblich später und zerfielen, wie Abb. 20 zeigt, in wesentlich größere Kristalle als die unveredelten. Im Vergleich zu reinem Aluminium[1] zeigt sich, daß die veredelten Kristalle mit 450 bis 470° bei etwas niedrigeren Temperaturen rekristallisieren als Kristalle von Aluminium, die unveredelten aber mit 330 bis 340° ein stärkeres Rekristallisationsvermögen aufweisen als feinkristallines Aluminium.

Die veredelten Kristalle verhalten sich also in bezug auf ihre Rekristallisation wie einwandfreie Kristalle. Bei den geglühten Kristallen müssen dagegen Störungen des einfachen Gleitvorganges vorliegen, wie sie z. B. auch beim Ziehen von Kristallen durch eine Düse eintreten[1]. Es liegt nahe, den Grund für diese Störungen in den Ausscheidungen zu suchen, welche bei der Verformung zu örtlichen Unregelmäßigkeiten im Kristallgitter und damit zu einem erhöhten Rekristallisationsbestreben führen.

Nach allgemeiner technologischer Erfahrung haben nun solche Störungen sowohl eine Erhöhung der Widerstandswerte (Streckgrenze, Festigkeit) als auch des Rekristallisationsbestrebens zur Folge. Bei den veredelten Kristallen ist jedoch der hohe Verformungswiderstand mit einem geringen Rekristallisationsbestreben verbunden. Dies legt den Schluß nahe, daß die Störungen durch erfolgte Ausscheidung nur gering sein können, auch wenn diese in besonders feiner Form vor sich gegangen sind. Eine solche „kritische Dispersion" wird aber vielfach für die Veredelung verantwortlich gemacht. Falls dieser Ausdruck jedoch mehr aussagen soll, als daß die Veredelung mit der Übersättigung und dem dadurch bedingten Ausscheidungsbestreben verbunden ist, entbehrt er bisher einer experimentellen Begründung.

Die Versuche sprechen vielmehr dafür, daß die große Härte des veredelten Materials an einen besonderen Zwangszustand des Kristallgitters gebunden ist, der sich vor und während der eigentlichen Ausscheidung einstellt[2]. Ein solcher Zwangszustand ist ja bei Stahl im Martensit erkannt worden[3]. Die Härtung durch Abschrecken und Anlassen wäre danach — ebenso wie die Härtung durch Legierung — als eine besondere physikalische Erscheinung anzusprechen. Ihre wirkliche Aufklärung werden beide erst finden, wenn nähere Vorstellungen über die Bindungskräfte in Metallgittern entwickelt worden sind.

Kristalle und Kristallhaufwerk.

Zum Vergleich mit den Kristallen wurden einige bei 525° $^1/_2$ St. ausgeglühte und danach ebenso

[1] R. Karnop und G. Sachs: Z. Phys. Bd. 42, S. 283 bis 301. 1927.

[1] R. Karnop und G. Sachs: A. a. O.

[2] Vgl. P. Ludwik: Z. V. d. I. Bd. 70, S. 380. 1926; sowie die eingehenden Untersuchungen von W. Fraenkel und seinen Mitarbeitern, z. B. Z. Metallkunde Bd. 18, S. 189 bis 192. 1926. Diese Auffassung wird durch eine soeben erschienene Untersuchung von P. Chevenard und A. Portevin (Comptes Rendus Bd. 186, S. 144—146. 1928) gestützt. Danach geht die Härtesteigerung beim Anlassen nicht der Ausscheidung von $CuAl_2$ parallel, die mit Volumenvergrößerung verbunden ist, sondern einer Volumenverminderung, deren Ursache nicht festgestellt ist.

[3] Die Modifikationsänderung beim Stahl hat an sich nichts damit zu tun, daß der Martensit einen unbeständigen Zustand des α-Eisens darstellt. Eine geringe Lösungsfähigkeit für Kohlenstoff besitzt wahrscheinlich auch α-Eisen (vgl. G. Masing und L. Koch: Wiss. Ver. Siemens-Konzern Bd. 8, S. 202—210. 1927).

Digitized by Google

wie die Kristalle behandelte feinkristalline Stäbe untersucht.

Die Verformungskurve des unveredelten Haufwerkstabes verläuft nach Abb. 11 mitten zwischen denen der Kristalle. Im Gegensatz zu reinem Aluminium[1] — und noch viel mehr zum hexagonal kristallisierenden Zink[2] — ist danach der Unterschied im Verformungswiderstand der Kristalle und des Kristallhaufwerkes gering.

Beim veredelten Material liegen sogar, wie Abb. 8 zeigt, die Kurven der Haufwerkstäbe unter denen der Kristalle, besonders im Gebiet der Streckgrenze. Diese Erscheinung kann nur dadurch erklärt werden, daß der Veredelungseffekt aus irgendeinem Grunde bei den Kristallen größer ausfällt als beim Kristallhaufwerk. Die hohen Festigkeitswerte, die hier für Kristalle mitgeteilt sind, überschreiten auch die sonst bekannten Werte für vergütete (und nicht nachträglich kaltverformte) Aluminiumlegierungen.

Der Notgemeinschaft der Deutschen Wissenschaft sind wir für die großzügige Unterstützung unserer Untersuchungen zu besonderem Dank verpflichtet.

[1] R. Karnop und G. Sachs: Z. Phys. Bd. 41, S. 116 bis 139. 1927.

[2] M. Polanyi und E. Schmid: Z. Phys. Bd. 32, S. 684 bis 712. 1925.

Untersuchungen an Kristallen von β-Messing.

Von Frhrn. v. Göler und G. Sachs[1].

Die Legierungsreihe Kupfer—Zink weist zwischen 50 und 54 Gew.-% Kupfer intermediäre Mischkristalle auf, die als Basis der zinkreichsten, technisch viel verwendeten Messinge erhebliches Interesse gefunden haben. Diese Kristallart β besitzt wie Eisen und Wolfram ein regulär-körperzentriertes Gitter, während Kupfer und die kupferreichen Messinge sowie die meisten anderen Gebrauchsmetalle und -legierungen regulär-flächenzentriert kristallisieren.

Ähnlich wie bei Eisen der A_2-Punkt (760°) ist auch bei β-Messing eine „Umwandlung" festgestellt, deren Natur nicht geklärt ist[2]. Beim Erwärmen beobachtet man anormale Veränderungen des Wärmeinhaltes, des Volumens, der elektrischen Leitfähigkeit und anderer Eigenschaften, die bei etwa 300° allmählich auftreten und bei 450 bis 470° ihren höchsten Wert und zugleich ihre obere Grenze erreichen[3].

Aus der Erstreckung über einen größeren Temperaturbereich geht hervor, daß es sich dabei jedenfalls nicht um eine allotrope Umwandlung im gewöhnlichen Sinne handeln kann. Außerdem ergaben auch Pulveraufnahmen von Phillips und Thelin[4] bei verschiedenen Temperaturen, sowie von Owen und Preston[5] an abgeschreckten und langsam abgekühltem Material stets das gleiche Gitter[6].

Bei Eisen ist ebenfalls sowohl durch Pulver-[1] als auch durch Laue-Aufnahmen[2] bei hohen Temperaturen nachgewiesen worden, daß bei Durchschreitung der A_2-Umwandlung keine Gitteränderung eintritt.

Die vorliegende Mitteilung beabsichtigt, unsere Kenntnisse über das Verhalten von β-Messing in einigen Punkten zu vervollständigen. An Hand von Laue-Aufnahmen an einzelnen Kristallen bei verschiedenen Temperaturen wird der Zusammenhang zwischen dem Temperatureffekt bei Röntgenaufnahmen und den Rekristallisationserscheinungen erörtert. Ferner werden durch Dehnungsversuche an einigen Kristallstäben die als Gleit- und Trennungsfläche wirksamen Kristallflächen ermittelt.

1. Die Laue-Aufnahmen an einem in geeigneter Orientierung eingestellten Kristall von β-Messing zeigen nach Abb. 1 bis 6 zwischen 400 und 500° keinerlei Veränderungen, die auf eine Gitteränderung irgendwelcher Art Rückschlüsse zulassen.

Dies deckt sich mit dem Ergebnis der während der Durchführung unserer Versuche veröffentlichten Arbeit[3] von Phillips und Thelin.

Die Aufnahmen bei höheren Temperaturen unterscheiden sich von denen bei Raumtemperatur nur darin, daß unter den eingehaltenen Bedingungen die schwächeren Interferenzflecken ganz verschwinden, während die starken verhältnismäßig weniger geschwächt erscheinen. Ähnliche Beobachtungen sind von Rinne am Steinsalz gemacht worden[4]. Sie erklären sich zwanglos aus dem mit dem Strukturfaktor wachsenden Einfluß der Temperatur[5].

Bemerkenswert ist die niedrige Temperatur, bei welcher der Einfluß der Wärmebewegung auf das Lauebild

[1] Original: Naturwissensch. Bd. 16, S. 412—416. 1928.

[2] Vgl. neuerdings M. Johansson: Ann. d. Phys. [4] Bd. 84, S. 976—1008. 1928.

[3] T. Matsuda: Sci. Rep. Tohoku. Imp. Univ. Bd. 11, S. 223—268. 1922; J. L. Haughton und W. T. Griffiths: J. Inst. Met. Bd. 34, S. 245—253. 1925; II; G. Tammann und O. Heusler: Z. anorg. Chem. Bd. 158, S. 349—358. 1926; J. H. Andrews und R. Hay: J. Roy. Techn. Coll. Glasgow Bd. 1, S. 48. 1924; M. L. Gayler: J. Inst. Met. Bd. 34, S. 235—244. 1925; II. Vgl. auch die Zusammenfassung bei O. Bauer und M. Hansen: Der Aufbau der Kupfer-Zink-Legierungen, Berlin 1927, S. 37ff.

[4] A. Phillips und L. W. Thelin: J. Frankl. Inst. Bd. 204, S. 359—368. 1927. Diese Arbeit erschien bei Abschluß unserer Versuche.

[5] E. A. Owen und G. D. Preston: Proc. Phys. Soc. London Bd. 36, S. 49—65. 1923. Dieselbe Feststellung haben A. Westgren und G. Phragmèn: Phil. Mag. [6] Bd. 50, S. 311—341. 1925, I. an der β-Phase des Systems Ag—Zn, wo wahrscheinlich gleiche Verhältnisse vorliegen, gemacht.

[6] Ferner hat H. Imai: Sci. Rep. Tohoku. Imp. Univ. Bd. 11, S. 313—332. 1922 einige Laue-Aufnahmen an grobkörnigem β-Messing bei hohen Temperaturen veröffentlicht, ohne jedoch die Aufnahmen näher zu diskutieren. Aus seinen zahlreichen, recht verwaschenen Flecken läßt sich kaum ein zwingender Schluß ziehen.

[1] A. Westgren und G. Phragmèn: J. Iron. Steel. Inst. Bd. 105, S. 241—262. 1922, I.

[2] F. Wever: Naturwissensch. Bd. 14, S. 1217—1219. 1926; Z. anorg. Chem. Bd. 162, S. 193—202. 1927.

[3] A. Phillips und L. W. Thelin: a. a. O.

[4] F. Rinne: Z. Krist. Bd. 64, S. 455—490. 1926.

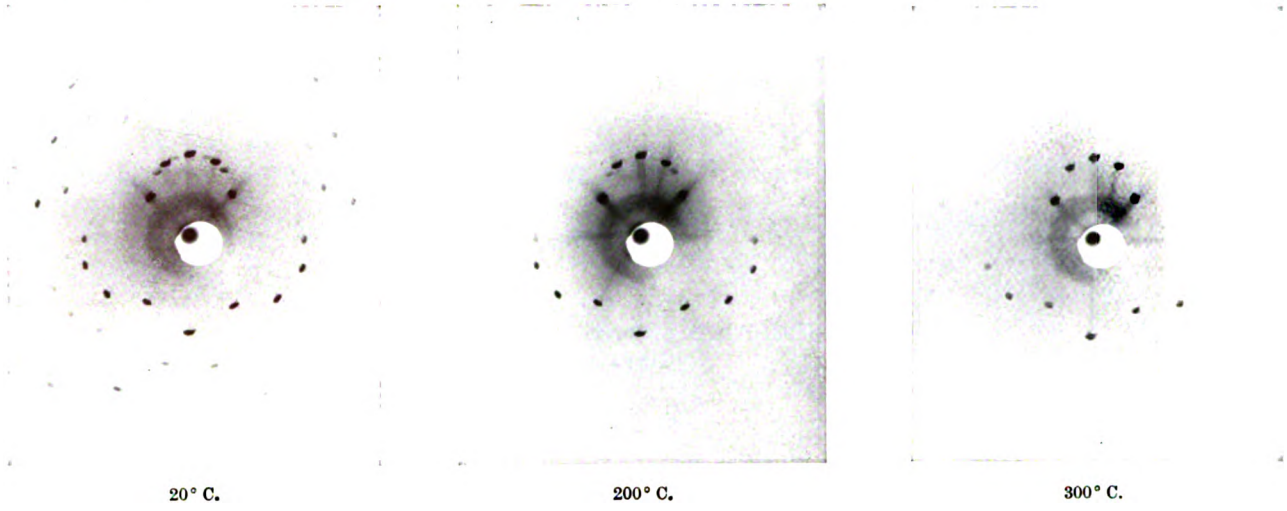
[5] Vgl. P. P. Ewald: Handbuch d. Phys. Bd. 24, S. 270.

Digitized by Google

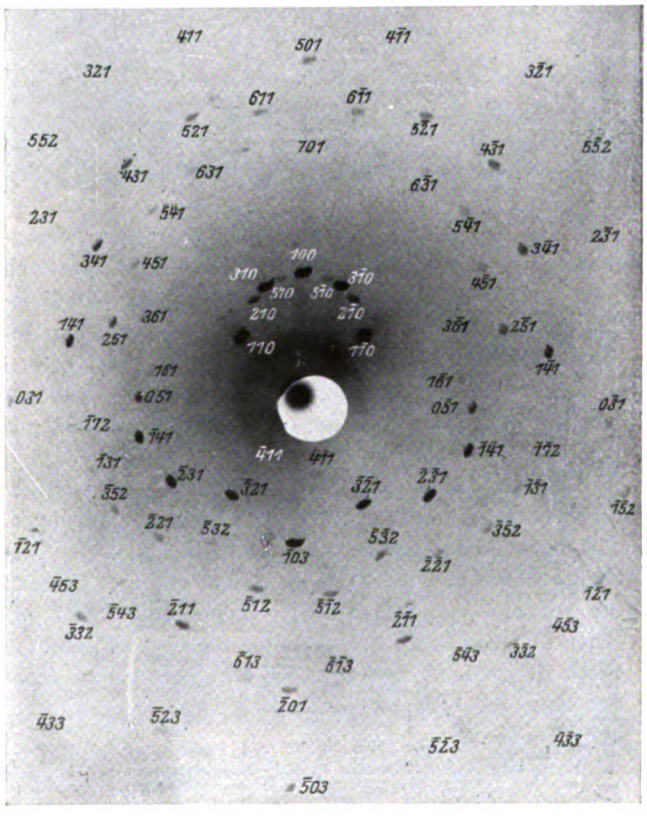
deutlich wird. Bis 300° tritt der Temperatureinfluß am stärksten in Erscheinung.

Bei etwa 250° tritt auch bei verformtem β-Messing (gewalztem Blech) Rekristallisation ein, und auch die durch Kaltverformung hervorgerufene Verfestigung wird dann im wesentlichen beseitigt. Bei einigen untersuchten Kristallen haben wir schon nach mehrtägigem Lagern bei Raumtemperatur eine beträchtliche Entfestigung festgestellt.

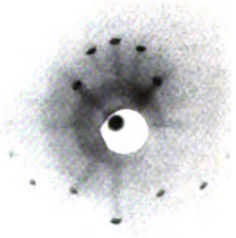
Es besteht also möglicherweise ein Zusammenhang zwischen den Röntgeneffekten und der Rekristallisation, die beide auf die Wärmebewegungen zurückzuführen sind. Entsprechend der niedrigen korrespondierenden Temperatur des Kupfers[1] (für Messing liegen bisher keine Angaben vor) liegt die Schwelle, bei der die Wärmebewegung der Atome lebhaft wird, im Vergleich zum hohen Schmelzpunkt (870°) niedrig. Bei Aluminium beginnen umgekehrt infolge der hohen korrespondierenden Temperatur (trotz des niedrigen Schmelzpunktes von 658°) sowohl die Rekristallisation als auch eine



20° C. 200° C. 300° C.



400° C.



500° C.

Abb. 1 bis 6. Laue-Aufnahmen an β-Messingkristallen bei verschiedenen Temperaturen.

[1] Vgl. A. Eucken: Physikal. Chem. Leipzig, 2. Aufl., S. 83.

Digitized by Google

deutliche Wirkung auf das Lauebild nach unseren Versuchen erst bei verhältnismäßig höheren Temperaturen. Es wird an anderer Stelle versucht werden, diesen Beziehungen quantitativ beizukommen.

Es muß noch erwähnt werden, daß die natürlich mit wachsender Temperatur ständig steigende Wärmebewegung auch bei höheren Temperaturen eine fast unstetig erscheinende Zustandsänderung hervorrufen kann. Eine Erhitzung von kaltverformtem Material auf Temperaturen oberhalb 550° bringt das bis dahin feinkörnig rekristallisierte Material zu lebhafter Sammelkristallisation. Kleinere Proben werden so über den ganzen Querschnitt zu einzelnen Kristallen. Damit nehmen auch die Festigkeit und Härte des Stoffes stark ab.

2. An einigen aus dem Schmelzfluß gewonnenen Kristallen wurde der Verformungsmechanismus untersucht.

Bei einem Kristall, dessen Stabachse mit den 3 Würfelkanten die Winkel 34°, 59° und 80° einschloß, traten, wie Abb. 7 zeigt, nach einer ziemlich plötzlich einsetzenden örtlichen Dehnung von 4,4% sehr deutlich Gleitlinien auf. Die Bestimmung ihrer Lage zum Stabe durch Ausmessung der Winkel zu den Mantellinien ergab, daß die Gleitlinien mit hoher Annäherung eine Ebene bestimmten, die innerhalb der Fehlergrenze (3°) mit einer Rhombendodekaederfläche zusammenfiel.

An zwei einander gegenüberliegenden Stellen der Staboberfläche sind die Gleitlinien nicht zu erkennen, was darauf zurückzuführen ist, daß die Gleitrichtung hier den gedehnten Stab tangiert[1]. In der Tat ergab sich, daß die in der Gleitfläche gelegene Richtung, die die gleitlinienfreien Mantellinien tangiert, etwa 3° von einer Würfeldiagonalen entfernt liegt.

Das Ergebnis der Untersuchung an diesem Stab ist in Abb. 8 in stereographischer Projektion veranschaulicht. Die Lage der Kristallrichtungen ist an Hand einer Laueaufnahme ermittelt worden; die Gleitfläche und Gleitrichtung sind entsprechend der vorangegangenen Dehnung von 4,4% so korrigiert worden, daß die Gleitrichtung von der Stabachse um $2^1/_2$° weiter entfernt eingetragen ist, als die unmittelbare Messung ergab. Bei der Dehnung nähern sich nämlich Stabachse und Gleitrichtung. Als Gleitflächen können also Rhombendodekaederflächen auftreten, als Gleitflächen Würfeldiagonalen.

Bei weitgetriebener Dehnung erschien ein zweites System von Gleitlinien, das das erste durchkreuzte.

Bei diesem Kristallstab trat auch die bei einfacher Gleitung zu erwartende Verbreiterung des Stabes[2] in einer Querrichtung auf. Mit $0{,}6 \pm 0{,}02$% nach 25% Dehnung entspricht sie gut dem rechnerischen Wert von 0,61%.

Bei Stäben, deren Achse nahe einer Würfelkante gelegen war, konnten nur in einem Falle schwache Gleitlinien beobachtet werden. Bei einem Stabe mit den Winkeln 7,5, 83 und 88° der Stabachse zu den Würfelkanten lag die dadurch bestimmte Ebene ebenfalls 2° von einer Rhombendodekaederfläche entfernt. Bei diesen Stäben trat aber von vornherein eine Verringerung aller Querdimensionen auf, was auf die Beteiligung mehrerer Gleitsysteme an der Verformung schließen läßt, um so mehr, als in der Würfellage bei einfacher Gleitung die Verbreiterung besonders groß ausfallen müßte. An sich ist das nicht überraschend, da auch bei Aluminium die große Achse der Querschnittsellipse stets kleiner als berechnet war und vielfach sogar eine Verringerung eintrat[1].

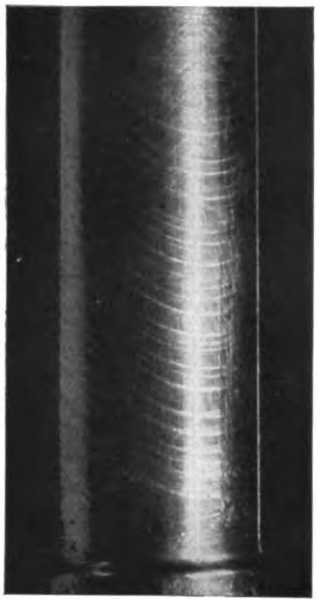


Abb. 7. Kristallstab von β-Messing mit Gleitlinien (nach 4,4% Dehnung).

Dieser letztere Punkt ist wichtig im Hinblick auf die Parallelität mit Eisen. Von Taylor und Elam[2] ist auf Grund geometrischer Messungen bei Dehnungsversuchen an Eisenkristallen nachgewiesen worden, daß zwar Flächen vorhanden sind, die kinematisch die Eigenschaften von Gleitflächen haben, daß diese aber nicht mit kristallographischen Flächen zur Deckung zu bringen sind. Als Gleitrichtung wurde wie hier die Würfeldiagonale festgestellt. Bei Überlagerung mehrerer Gleitbewegungen ist es aber unmöglich, aus der Geometrie des Vorganges auf den physikalischen Mechanismus zu schließen. Der Befund von Taylor und Elam kann daher wohl auch so gedeutet werden, daß mehr als ein Gleitsystem betätigt wird. Diese Möglichkeit ist dort übrigens ebenfalls zur Erörterung gestellt worden. Jedenfalls lassen sich an dem wie Eisen kristallisierenden β-Messing die Spuren wirklicher Kristallgleitungen nachweisen.

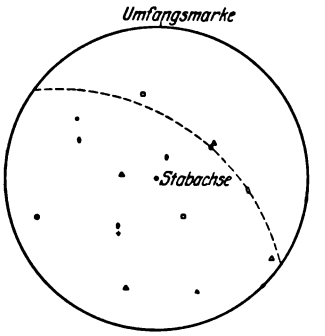


Abb. 8. Stereographische Projektion der Kristall- und Gleitelemente in einem Kristall (1 B) aus β-Messing.
□ Würfelkante.
△ Würfeldiagonale.
() Flächendiagonale.
--- Gemessene Gleitflächen.
+ Gleitflächennormale.
• Gleitrichtung.

Der Bruch erfolgte bei den untersuchten Stäben in einer oder mehreren fast ebenen Flächen (Abb. 9). Parallel zu diesen waren meist, wie Abb. 9 zeigt, deutlich Gleitlinien zu erkennen. Eine Laueaufnahme (Abb. 10) senkrecht zu einer Bruchfläche bestätigt durch ihre Zweizähligkeit, daß auch die Trennungsflächen Rhombendodekaederflächen sind.

[1] H. J. Gough, D. Hanson und S. J. Wright: Phil. Trans. Bd. 226A, S. 1—30. 1925.

[2] H. Mark, M. Polanyi und E. Schmid: Z. Phys. Bd. 12, S. 58—116. 1922; Frhr. v. Göler und G. Sachs: Z. Phys. Bd. 41, S. 103—115. 1927.

[1] R. Karnop und G. Sachs: Z. Phys. Bd. 41, S. 116 bis 39. 1927.

[2] G. J. Taylor und C. F. Elam: Proc. Roy. Soc. Bd. 112A, S. 337—361. 1926.

Digitized by Google

3. Um die für die Röntgenuntersuchungen benötigten Kristalle zu gewinnen, wurde versucht, einzelne Kristalle von β-Messing aus einer Schmelze herauszuschälen. Dieses umständliche Verfahren führte meist zu plastischer Verformung der Kristalle.

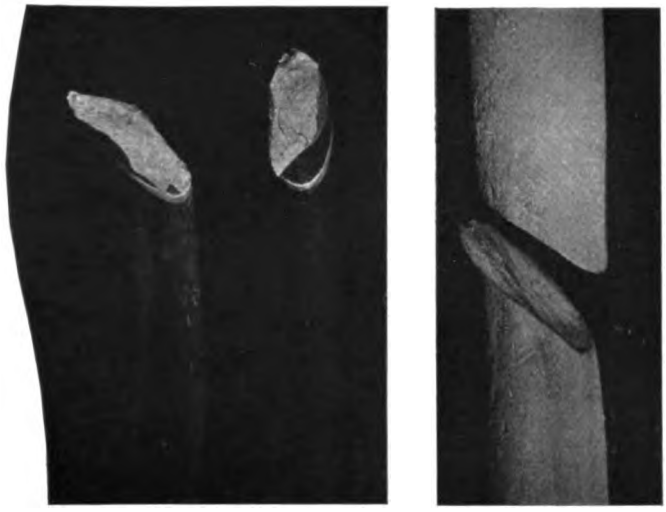


Abb. 9. Bruchflächen bei Kristallen aus β-Messing.

Planmäßig konnten einzelne Kristalle in Form von 10 mm starken Rundstäben leicht nach dem Verfahren von Bridgman durch langsames Erstarren in Kohlerohren hergestellt werden[1]. Die Kristalle bevorzugten die Würfelkanten als Wachstumsrichtung. Bei fünf untersuchten Stäben waren die Winkel zwischen Stabachse und der nächsten Kristallachse: 0, 8, 10, 15, 40°;

Abb. 10. Laue-Aufnahme senkrecht zur Bruchfläche eines β-Messingkristalls.

also nur einer lag in größerer Entfernung von der Würfellage. Einige dieser Kristalle wiesen ein fast tadelloses Gitter auf.

Kleinere einwandfreie Kristalle wurden auch durch Erhitzen von Blechstreifen auf etwa 700° C gewonnen[2]. Die Streifen bestanden dann aus Kristallen, die ihren ganzen Querschnitt einnahmen.

4. Die Orientierungsbestimmung erfolgte an Hand von Laueaufnahmen senkrecht zu einer Querschnittsscheibe. Dabei wurde das ursprüngliche Verfahren[1], bei dem die Interferenzpunkte einiger Zonen ausgemessen und in stereographischer Projektion in hochsymmetrische Lagen gedreht wurden, verlassen. Es wurden vielmehr möglichst viele Punkte der Platten vermessen, die dazugehörigen Pole in stereographischer Projektion eingetragen und durch Konstruktion einer größeren Zahl von Zonenkreisen und Beachtung der Winkelbeziehungen die wichtigsten Kristallrichtungen festgestellt. Dieses Verfahren hat sich auch für Aufnahmen mit zerfetzten Interferenzpunkten bewährt.

Abb. 11. Ansicht eines Ofens für Laue-Aufnahmen (¼ natürliche Größe).

5. Für die Laue-Aufnahmen bei hohen Temperaturen wurde ein Ofen (Abb. 11) entworfen, der auch für Pulver- und Drehaufnahmen verwendet werden kann. Er stellt im Prinzip einen kleinen Kohlerohrofen dar, der sich innerhalb zweier weiterer Kohlerohre befindet, zwischen denen Kühlwasser fließt[2]. Zum Zwecke der orientierten Einstellung des Kristalls ist der ganze Ofenkörper um drei Achsen drehbar. Einzelheiten gehen aus der maßstäblichen Schnittskizze (Abb. 12) hervor.

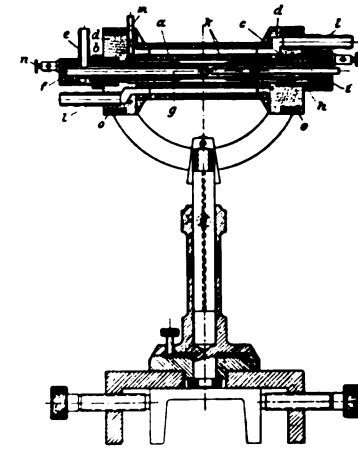


Abb. 12. Goniometerofen für Röntgenaufnahmen (Maßstab 1 : 3).
a Heizrohr aus Kohle, *b* und *c* Stromzuführungsschellen aus Kupfer, *d* Marmorköpfe, *e* und *m* Gasanschlüsse, *g* Präparathalter aus Kohle, *k* äußere, von Wasser durchflossene Kohlerohre, *l* Wasseranschlüsse.

Die Absorption und Streuung der Röntgenstrahlen in der Kohle und dem Kühlwasser kann, wenn alle Vorsichtsmaßnahmen zu ihrer Verringerung getroffen werden, bei Laueaufnahmen mit 70 kV Spannung vernachlässigt werden.

Der Notgemeinschaft der Deutschen Wissenschaft schulden wir für die Unterstützung der Arbeiten Dank.

[1] C. F. Elam: Proc. Roy. Soc. Bd. 112, S. 289—296. 1926; Bd. 115A, S. 148—166. 1927; Bd. 116A, S. 694—702. 1927; G. Sachs und H. Shoji: Z. Phys. Bd. 45, S. 776 bis 796. 1927.

[2] Für die Herstellung und Auswalzung einer Schmelze sind wir Herrn Dipl.-Ing. K. Hanser, Osnabrück, zu Danke verpflichtet.

[1] E. Schiebold und G. Sachs: Z. Krist. Bd. 63, S. 34 bis 48. 1926.

[2] Der Ofen ist nach unseren Angaben von den Institutsangehörigen Herrn R. Stärcke und Herrn P. Möller angefertigt worden.

Digitized by Google

Mechanische Eigenschaften von Messingkristallen.

Von **M. Masima** und **G. Sachs**[1].

Die in den letzten Jahren durchgeführten Untersuchungen an einzelnen Metallkristallen und gesetzmäßig geordneten Kristallhaufwerken haben unter anderem gezeigt, daß die Verformungsgesetze für Stoffe mit gleichem Gitterbau fast die gleichen sind. Diese Regel erstreckt sich teilweise auch auf Mischkristalle zweier Metalle. Sogar Kristalle von Aluminiumlegierungen, die durch eine besondere Behandlung in einen instabilen Zustand übergeführt werden, verhalten sich weitgehend ähnlich Aluminiumkristallen[2].

An Messingkristallen mit hohem Zinkgehalt liegen anderseits Beobachtungen über den Ablauf der Gleitvorgänge[3] und die Kräfteverhältnisse[4] vor, welche die Erscheinungen bei Mischkristallen in verschiedener Hinsicht andersartig und verwickelter als bei gleichgebauten reinen Metallen erscheinen lassen.

Eine erste systematische Untersuchung, über die im folgenden berichtet wird, wurde daher durchgeführt, um bei einem Messing bestimmter Zusammensetzung (~72% Cu) über die Mannigfaltigkeit der Erscheinungen bei elastischer und überelastischer Beanspruchung einen Überblick zu gewinnen.

Elastische Dehnungs- und Verdrillungsmessungen ergaben eine überraschend starke Anisotropie der Elastizitätskonstanten. Der Elastizitätsmodul bewegt sich je nach der Orientierung fast in den Grenzen 1 zu 4, der Gleitmodul in den Grenzen 1 zu 3.

Der Gleitvorgang bei Zugversuchen läuft in der Weise ab, daß zunächst auf dem durch seine Lage zur Kraftrichtung bevorzugten Gleitsystem eine erhebliche Abgleitung stattfindet, wodurch die Orientierung sich dahin ändert, daß ein anderes Gleitsystem günstiger zu liegen kommt. Die Gleitung auf dem ersten System wird aber von der auf dem zweiten System erst abgelöst, wenn dieses schon mechanisch stark bevorzugt ist. Gleitung auf dem ersten System setzt dann wieder ein, wenn es etwas günstiger zu liegen kommt als das vorher wirksame, und so fort bis zum Bruch. Bei hochsymmetrischen Orientierungen treten Störungen durch andere Gleitbewegungen auf und in verschiedenen Stabteilen kann Gleitung auf verschiedenen Gleitsystemen erfolgen.

Das Gleiten setzt unabhängig von der Orientierung bei einer konstanten Schubspannung von $1{,}44 \pm 0{,}07$ kg/mm² ein. Bei den meisten Stäben geht das Gleiten zunächst fast ohne Verfestigung vor sich. Bei weiterer Abgleitung verfestigen sich dann die Kristalle stark und etwa linear mit dem Abgleitungsbetrage; und zwar ändert sich für alle Stäbe, bei denen ein Gleitsystem stark bevorzugt ist, die Schubspannung bis zum Einsetzen der zweiten Gleitung in gleicher Weise. Bei hochsymmetrischen Orientierungen macht sich dagegen zu Beginn eine erhebliche Verfestigung bemerkbar, wodurch die Schubspannung bei sonst ähnlichem Verlauf mit der Abgleitung etwa 50% höher ausfällt.

Das zweite Gleitsystem tritt in Wirkung, wenn es durch die Dehnung eine Lage eingenommen hat, in der seine Schubspannung 25% höher ist als auf dem ersten. Die Verfestigung bei weiterer Gleitung ist gering. Nach dem Wiedereinsetzen der ersten Gleitung, die bei einer geringeren Überhöhung der Schubspannung vor sich geht, tritt kaum noch weitere Verfestigung ein.

Die Brucheinschnürung bildet sich in der Regel mit dem Wechsel des Gleitsystems aus. Die ersten Wechsel können jedoch ohne Einschnürung oder mit Ausglättung er zunächst entstehenden Einschnürung vor sich gehend.

Kristallherstellung und Orientierungsbestimmung.

Eine Anzahl von Messingkristallen von 10 mm Durchmesser wurde wie früher[1] nach dem Verfahren von Bridgman durch langsames Erstarren hergestellt. Für die vorliegende Untersuchung wurden acht Stäbe ausgesucht, die zu mehr als 80 mm aus einem Kristall zu bestehen schienen. Ihr Kupfergehalt schwankte nach Tabelle 1 zwischen 72 und 74 Gew.-%.

Die Orientierungsbestimmung wurde zunächst optisch an Hand von Ätzreflexen versucht. Hierbei ergaben sich jedoch verschiedentlich infolge von Nebenreflexen und Baufehlern in den Kristallen Unstimmigkeiten, so daß zur Auswertung von Laue-Aufnahmen (Abb. 1 bis 3) geschritten wurde[2]. Auf diesem Wege konnte die Orientierung von sechs Kristallen auf etwa 1 bis 2° genau bestimmt werden, die Abweichung vom optischen Befund betrug dabei nach Tabelle 1 bis zu 5°.

Tabelle 1. Orientierung und Zusammensetzung von Messingkristallen.

Kristall Nr.	Winkel der Stabachse zu den Würfelkanten									Kupfergehalt
	Optisch			Röntgengeographisch			Korrigiert nach Gleitlinien			
	α_1	α_2	α_3	α_1	α_2	α_3	α_1	α_2	α_3	Gew.-%
3	—	87	88	2	88	90	**2**	**88**	**90**	73,5
5	45	46	88,5	45	49	85,5	**43,5**	**47,5**	**84**	72,9
7	48	51	71	—*	—	—	**47**	**50**	**70**	72,9
B	—	69	85	17	74	84	**18**	**73**	**85**	73,5
C	45,5	47	77	45	48	78	**46**	**48**	**75**	71,7
D	54	54	57	54	55	55	**54**	**55**	**55**	73,4
E	—	66	70	29	69	71	**29**	**69**	**71**	72,0
M	—	69	83	18	73	87	**18**	**73**	**87**	74,1

* Oberer und unterer Teil verschiedene Orientierung.

Die Orientierungsbestimmung der beiden anderen Kristallstäbe (7 und C) bot einige Schwierigkeiten. Beim Kristallstab 7 stellte es sich heraus, daß er wäh-

[1] Original: Z. Phys. Bd. 50, S. 161—186. 1928.

[2] R. Karnop und G. Sachs: Z. Phys. Bd. 49, S. 480 bis 497. 1928.

[3] C. F. Elam: Proc. Roy. Soc. (A) Bd. 115, S. 148—166. 1927.

[4] G. Sachs und H. Shoji: Z. Phys. Bd. 45, S. 776—796. 1927.

[1] G. Sachs und H. Shoji: A. a. O.

[2] E. Schiebold und G. Sachs: Z. Krist. Bd. 63, S. 34 bis 48. 1926; Frhr. v. Göler und G. Sachs: Naturwissensch. Bd. 16, S. 412—416. 1928.

Digitized by Google

rend des Wachsens seine Asche von der Oktaederlage (Abb. 3) in eine fast 20° davon abweichende Lage verändert hatte. Beim Kristallstab *C* wiederum waren etwas abweichend orientierte Bereiche eingelagert, so daß er

Die Orientierung wurde überprüft durch Feststellung der Lage der Gleitlinien, die nach plastischen Verformungen eintreten, sowie auch durch die Lage der dendritischen Oberflächenzeichnungen. Beide bilden Systeme

Abb. 1. Laue-Aufnahme von Kristall E.

Abb. 2. Laue-Aufnahme von Kristall D.

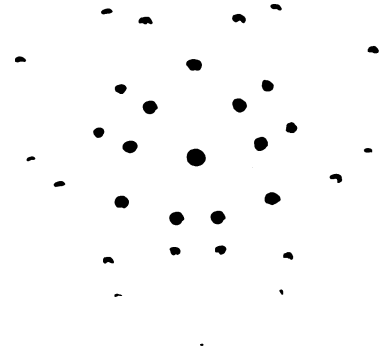


Abb. 3. Laue-Aufnahme von Kristall 7, unteres Ende.

während des Versuches das aus Abb. 4 erkennbare Aussehen annahm. Für die Orientierung des Kristalls *C* wurde daher der Röntgenbefund, für die des Kristalls 7 der optische Befund zugrunde gelegt und mittels der gemessenen Lage der Gleitlinien willkürlich um einige Grade korrigiert. Auch bei zwei anderen Kristallen

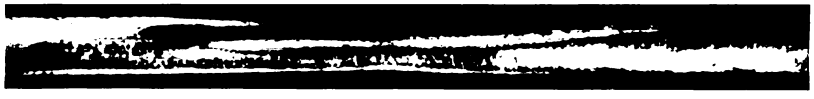


Abb. 4. Kristall C mit grobem Baufehler, stark gedehnt. (Nat. Größe.)

(5 und *B*) wurden an Hand der Gleitlinien Korrekturen um 1 bis 2° vorgenommen. Die endgültig angenommene Orientierung geht aus Tabelle 1 und Abb. 21 hervor.

Neben diesen groben Baufehlern waren noch bei mehreren Kristallen Aufteilungen in etwas abweichend orientierte Bereiche entsprechend Abb. 5 zu beobachten.

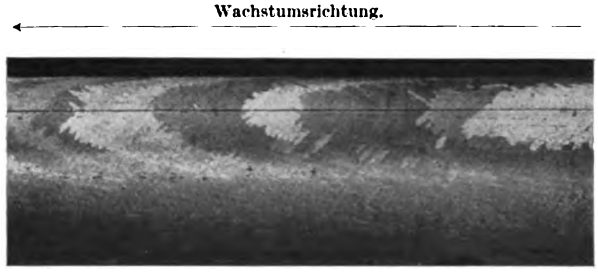


Abb. 5. Messingkristall (72% Cu) mit Wachstumsfehler. 2,3 fach vergrößert. Geätzt mit verdünntem Königswasser.

Es waren dies meist Kristallstäbe, deren Achse fast in einer Würfelfläche lag; und die Aufspaltungen erschienen als Fortsetzung der Dendriten (s. w. u.). Auch die Laue-Bilder der Kristalle (Abb. 1 und 2) lassen solche Aufspaltungen erkennen.

Trotz dieser teilweise erheblichen Wachstumsfehler verhielten sich die Kristalle, besonders bei den Dehnungsversuchen, recht gleichmäßig. Messungen an verschiedenen Stabteilen und an ähnlich orientierten Kristallen ergaben fast übereinstimmende Kurven (vgl. Abb. 18).

von Ellipsen als Spuren von Kristallflächen auf der Oberfläche der zylindrischen Stäbe.

Die Lage der Flächen zum Koordinatensystem im Stabe (Stabachse, Querrichtung) wurde mit Hilfe einer einfachen Vorrichtung (Abb. 6) ermittelt. Der Stab wurde in einen Fuß eingespannt, so daß er um seine Achse gedreht und der Drehwinkel φ an einem Teilkreis festgestellt werden konnte. Der Winkel ψ der Oberflächenlinien zur Stabachse ließ sich in jeder Lage mit Hilfe einer längs der Achse verschiebbaren und um ihre Achse drehbaren Lupe mit Fadenkreuz und Teilkreis ablesen. Trägt man diesen Neigungswinkel ψ als Funktion des Drehwinkels φ auf, so erhält man Kurven (vgl. Abb. 9), die sich in einfacher Weise aus Ellipsen ableiten lassen. Der Winkel φ_0, in dem die einem Flächensystem zugehörige Kurve durch $\psi = 90°$ geht, gibt nach Abb. 7 eine sphärische Koordinate der Flächennormale, die Abweichung der Maximallage und der Minimallage von 90° ihre zweite Koordinate α. Die Vorzeichen sind so ge-

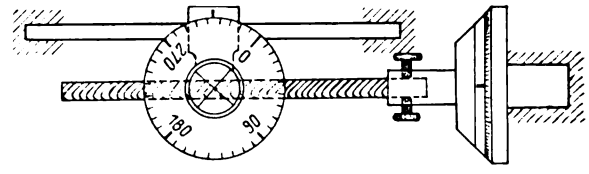


Abb. 6. Vorrichtung zur Ausmessung von Oberflächenzeichnungen auf zylindrischen Stäben. (Rd. 1/4 nat. Größe.)

wählt, daß zu einem Wert φ_0 im aufsteigenden Ast ein Wert α unter 90° gehört.

An Hand der Gleitlinien (Abb. 11 bis 14) wurde auch die Orientierungsänderung während der Dehnung verfolgt. Dabei wurden einfach die Koordinaten derjenigen Lage bestimmt, bei der die Gleitlinien in der Lupe zu Geraden wurden, die Gleitebene also parallel zur optischen Achse des Apparates verlief.

Von den Koordinaten der Orientierung wurden endgültig allein die Winkel α_1, α_2, α_3 der Stabachse zu den

Digitized by Google

Würfelkanten verwendet. Die anderen Koordinaten dienten nur zur Überprüfung, ob die in Tätigkeit gesetzten Gleitsysteme der Voraussage entsprachen.

Die untersuchten Kristalle wiesen nach Abb. 21 keinerlei Richtungsbevorzugung auf. Besonders günstig ist dabei die Tatsache, daß ausgezeichnete Orientierungen vertreten sind.

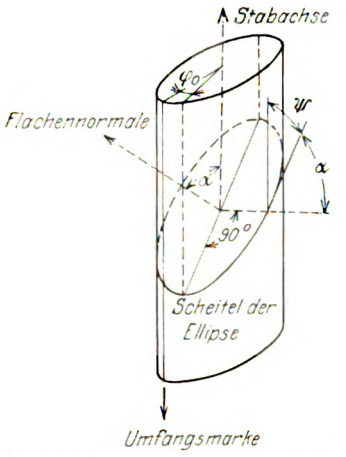


Abb. 7. Zur Bestimmung der Koordinaten einer Schnittfläche eines zylindrischen Stabes.

Dendritensystem eine Schar fast ununterbrochener paralleler Streifen. Nur an einer Stelle des Umfangs war eine Unterbrechung eingetreten.

Die Dendriten bei α-Messing und Bronze sind Spuren von Würfelflächen[1]. Aus der Vermessung des Bronze-

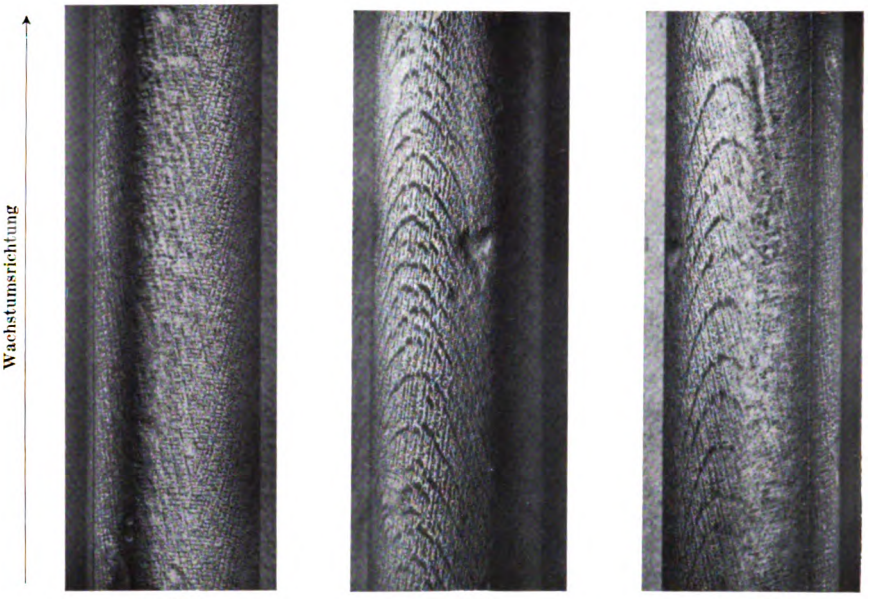


Abb. 8. Dendriten auf der Oberfläche eines Bronzekristalls. 2,3fach vergrößert. Geätzt mit verdünntem Königswasser. (φ = Drehwinkel um Stabachse gegen Umfangsmarke.)

Dendriten.

Dendritische Zeichnungen auf der Oberfläche erstarrter Metallschmelzen deuten bekanntlich auf deren schichtweise ungleichmäßige Zusammensetzung infolge der Konzentrationsverschiebungen beim Erstarren hin. Zunächst bildet sich ein baumartiges Skelett, in dem die höher schmelzende Komponente angereichert ist. In den Zwischenräumen erstarrt dann später der darin befindliche Rest der Schmelze. Durch Diffusion können diese Inhomogenitäten nur zum Teil ausgeglichen werden. Je größer das Schmelzintervall und je geringer die Diffusionsfähigkeit zwischen Schmelze und Kristall, sowie im erstarrten Material während der Abkühlung, desto stärker die Dendritenbildung.

Dendritenellipsen auf zylindrischen Kristallstäben von Mischkristallen[1] treten in verschiedenartiger Weise auf. Bei manchen Legierungen, z. B. β-Messing, sind überhaupt keine Zeichnungen zu beobachten (schmales Schmelzintervall). Bei α-Messing sind sie von Fall zu Fall verschieden stark ausgeprägt und können bisweilen durch scharfes Ätzen sehr deutlich gemacht werden. Sie bilden dann stets infolge des ungleichmäßigen chemischen Angriffs ein scharfkantiges, unregelmäßiges Relief an der Oberfläche. Eine genaue Vermessung dieser Figuren ist schwierig.

Sehr ausgesprochene Dendriten wurden bei Zinnbronze beobachtet. Hier bilden sie, wie Abb. 8 erkennen läßt, ziemlich scharf begrenzte Streifensysteme, die dunkler erscheinen als die Grundmasse. Im Falle der Abb. 8, die einen Kristall mit 5% Sn zeigt, bildet jedes

[1] Auch bei technisch reinen Metallen, wie Kupfer, Aluminium, tritt infolge der Anwesenheit von Verunreinigungen der dendritische Kristallaufbau in Erscheinung.

kristalls, die in Abb. 9 wiedergegeben ist, ergeben sich für die Normalen der drei sichtbaren Streifensysteme, die in Abb. 8 festgehalten sind, die Koordinaten:

System	α	φ_0
1	14	58°
2	78	210
3	82	301

Diese drei Richtungen stehen, wie zu erwarten, genau aufeinander senkrecht.

Im allgemeinen treten alle drei möglichen Streifensysteme auf, jedoch fehlt meist bei jedem, wie aus

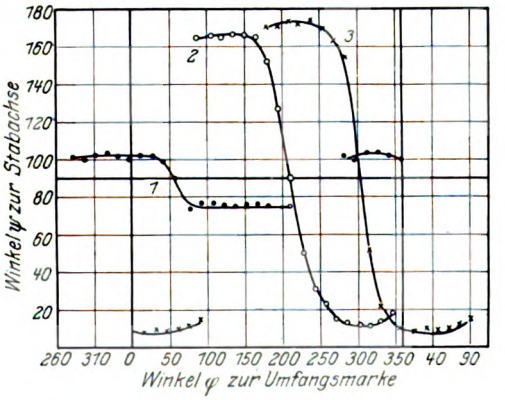


Abb. 9. Vermessung der Dendritensysteme auf der Oberfläche eines Bronzekristallstabes. (Vgl. Abb. 8.)

Abb. 9 hervorgeht, ein Stück entgegen der Richtung des Wachstums. Bei flüchtigem Anblick scheint es oft, als

[1] C. F. Elam: Proc. Roy. Soc. (A) Bd. 116, S. 694—702. 1927.

Digitized by Google

ob nur 2 Systeme auftreten[1], und zwar dann, wenn das eine Dendritensystem etwa mehr als 65° zur Stabachse geneigt ist. Das eine System von Dendritenzeichnungen liegt dann sehr quer; von den sich an einer Stelle schneidenden Systemen treten aber, wie Abb. 8 zeigt, die längs verlaufenden viel ausgesprochener in Erscheinung als die quergelegenen.

Elastische und elektrische Eigenschaften.

Die elastischen Eigenschaften von regulären Metallkristallen sind bisher im Gegensatz zu denen anders kristallisierender Metalle[2] kaum bekannt. Die unvollkommenen Messungen von Voigt[3] an einem natürlichen Kupferkristall und diejenigen von Bridgman[4] an einem durch Erhitzung auf hohe Temperaturen erzeugten Wolframkristall führen zu einer sehr geringen Orientierungsabhängigkeit der elastischen Eigenschaften. Dagegen ändert sich bei manchen mineralischen Kristallen[5] der Elastizitätsmodul in den Grenzen 1 zu $2^1/_2$.

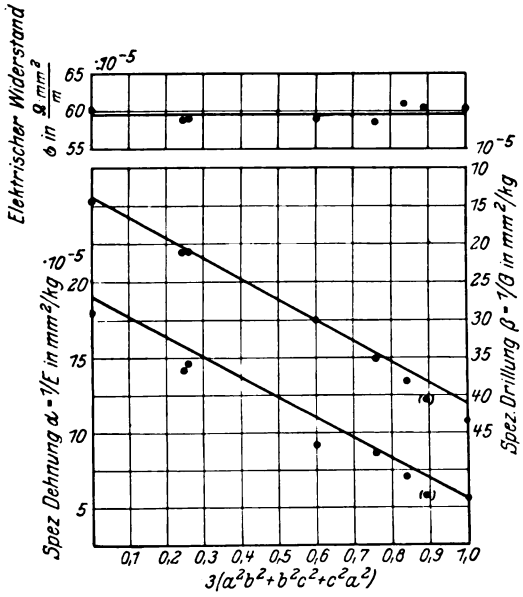


Abb. 10. Elastizitätskonstanten und elektrische Leitfähigkeit von Messing-Kristallstäben. Die ausgezogenen Geraden bei den Elastizitätskonstanten geben die theoretische Orientierungsabhängigkeit an. (a, b, c = Richtungskosinus Stabachse-Würfelkanten.)

Die elastischen Messungen (Zug und Torsion) wurden statisch mit Hilfe von Spiegelapparaten (50 mm Meßlänge) an einer Zerreißmaschine von Rudeloff für 1000 kg Höchstlast und einer Torsionsmaschine von Mohr und Federhaff für 6 mkg Höchstmoment durchgeführt. Nach früheren Versuchen[6] konnte bis zu der geringen Beanspruchung von etwa 1,1 kg/mm² (0,2 kg/mm² Nullast) bei Zug und ±0,5 kg/mm² bei Torsion mit einer praktisch vollkommenen Elastizität gerechnet werden. Einige Zwischenmessungen bei den Verdrillungsmessungen ergaben praktisch Proportionalität, z. B. 50,2 Einheiten (= $^1/_{10}$ mm) an der Meßskala bei der halben Belastung, 99,8 bei der vollen, ebenso 18,5 und 37,1. Die Ausschläge an den Meßskalen bewegten sich dabei in den Grenzen 3,8 und 14 mm. Die Genauigkeit der Messungen erreicht höchstens 1 Einheit (= 1 bis 3%!).

Die Versuche ergaben eine außerordentlich starke Anisotropie und mögen daher trotz ihres vorläufigen Charakters hier mitgeteilt werden (Tabelle 2 und Abb. 10). Die spezifische Dehnung (nach Grüneisen) $\alpha = \frac{1}{E}$ (E = Dehnungsmodul bzw. in der Technik = Elastizitätsmodul) eines Kristalls, dessen Achse in eine Würfelachse des flächenzentrierten Gitters fällt, ist danach mehr als dreieinhalbmal so groß wie diejenige eines nach der Würfeldiagonale orientierten. Die spezifischen Drillungen $\beta = \frac{1}{G}$ (G = Drillungsmodul bzw. in der Technik Schubmodul) verhalten sich in diesen extremen Orientierungen fast wie 1 : 3. Diese Unterschiede sind also noch größer als die höchsten bei den bisher untersuchten mineralischen Kristallen. Sie erreichen fast die Anisotropie bei hexagonalen Kristallen (Zn, Cd)[1] trotz deren geringerer Symmetrie und daher wesentlich größerem Orientierungsbereich.

Tabelle 2. Elastische und elektrische Eigenschaften von Messingkristallen.

Kristall	Winkel der Stabachse zu den Kristallachsen α_1	α_2	α_3	$a^2b^2 + b^2c^2 + c^2a^2$	Spez. Dehnung $\frac{1}{E}\cdot 10^5$ kg/mm²	Spez. Drillung $\frac{1}{G}\cdot 10^5$ kg/mm²	$\frac{2}{E}+\frac{1}{G}$ kg/mm²	Elektr. Leitfähigkeit $\sigma\cdot 10^3$ $\frac{\text{Ohm}\cdot\text{mm}^2}{\text{m}}$
3	2	88	90	0,001	18,2	14,5	50,9	60,2
B	18	73	85	0,086	14,6[5]	21,9[5]	51,[3]	58,9
M	18	73	87	0,081	14,2	21,9	50,[3]	58,8
E	29	69	71	0,200	9,1	30,2	48,[3]	58,8
5	$43^1/_2$	$47^1/_2$	84	0,252	8,6	35,4	52,[6]	58,5
C	46	48	75	0,278	6,9	38,4	52,[2]	60,8
7	47	50	70	0,294	5,7	41,2	52,[5]	60,4
D	54	55	55	0,333	5,4	43,5	54,[4]	60,2
					$2s_{11} + s_{44} = 51{,}8 \pm 1{,}9$			$59{,}6 \pm 0{,}9$

Temperatur der elastischen Messungen ∼20° C, der elektrischen ∼16° C.

Das elastische Verhalten regulärer Kristalle ist durch drei Konstanten, die Hauptelastizitätsmodulen s_{11}, s_{12} und s_{44} oder die Hauptelastizitätskonstanten c_{11}, c_{12} und c_{44} bestimmt. Jede der beiden unabhängigen Versuchsreihen gibt bei Anwendung der Ausgleichsrechnung zwei Gleichungen für deren Ermittlung. Die auf diesem Wege berechneten Konstanten ergeben keine gute Übereinstimmung und führen zu einem unmöglichen Werte der Kompressibilität 3 ($s_{11} + 2\,s_{12}$), die sehr empfindlich ist gegen Veränderung der Konstanten. Die Genauigkeit der Messungen ist jedoch aus teilweise nicht geklärten Ursachen gering.

Es wurde daher den Versuchen zunächst der Mittelwert der Summe entnommen:

$$2s_{11} + s_{44} = 51{,}8 \cdot 10^{-5}\,\text{mm}^2/\text{kg} \pm 4\% = 52{,}7 \cdot 10^{-13}\,\text{cm}^2/\text{Dyn}.$$

Dieser soll nach der Theorie konstant sein[2]. Die zweite

[1] Vgl. C. F. Elam: A. a. O.

[2] E. Grüneisen und E. Goens: Phys. Z. Bd. 24, S. 506 bis 510. 1923; Z. Phys. Bd. 26, S. 235–249. 1924; P. W. Bridgman: Proc. Amer. Acad. Bd. 60, S. 305—383. 1925.

[3] W. Voigt: Berl. Sitzungsber. 1883, S. 961; 1884, S. 989.

[4] P. W. Bridgman: A. a. O.

[5] W. Voigt: Kristallphysik. Berlin und Leipzig 1910, S. 332 und 743.

[6] G. Sachs und H. Shoji: A. a. O.

[1] E. Grüneisen und E. Goens: A. a. O.; P. W. Bridgman: A. a. O.

[2] W. Voigt: Kristallphysik, S. 738.

Digitized by Google

Gleichung ergab ein Versuch an einem fast nach der Würfelkante orientierten Kristall, bei dem die Längsdehnung $\frac{1}{E} = s'_{33}$ (nach Voigt) und die beiden Querdehnungen s'_{32} und s'_{13} mit Hilfe eines neuen Querdehnungsmessers von H. Sieglerschmidt ermittelt wurden. Die aus den Messungen berechnete Kompressibilität:

$$\varkappa = 3(s'_{33} + s'_{32} + s'_{13}) = 3(18{,}30 - 7{,}77 - 7{,}91)$$
$$= 7{,}9 \cdot 10^{-5}\,\text{mm}^2/\text{kg} = 8{,}1 \cdot 10^{-13}\,\text{cm}^2/\text{Dyn} = 3(s_{11} + 2s_{12})$$

reiht sich befriedigend in die bisher bekannten Werte der Kompressibilität von Kupfer und Messing[1] ein. Schließlich wurden die Konstanten so gegeneinander abgewogen, daß sie sich der Gesamtheit der Messungen am besten anpaßten. Die mit den endgültig gewählten Konstanten:

$$s_{11} = 19{,}4 \cdot 10^{-13}\,\text{cm}^2/\text{Dyn},$$
$$s_{12} = -8{,}35 \cdot 10^{-13}\,\text{cm}^2/\text{Dyn},$$
$$s_{44} = 13{,}9 \cdot 10^{-13}\,\text{cm}^2/\text{Dyn}$$

berechnete Orientierungsabhängigkeit wird jedoch, wie Abb. 10 zeigt, den Versuchswerten nicht gut gerecht. Die Werte der spezifischen Dehnung fallen durchweg zu klein, die der spezifischen Drillung zu groß aus.

Die an Hand dieser Konstanten nach der Theorie von Voigt[2] berechneten Werte der Elastizitätskonstanten E und G ergeben sich gegenüber den bekannten Werten[3] erheblich zu hoch:

$$E = 13500\,\text{kg/mm}^2,$$
$$G = 5100\,\text{kg/mm}^2.$$

Die Ursache dieser Unstimmigkeiten ist bisher nicht erkannt worden.

Der nicht ganz gleichartige Zustand der Kristalle tritt auch nach Tabelle 2 und Abb. 10 in den Werten der elektrischen Leitfähigkeit in Erscheinung. Der Theorie entsprechend sind zwar die Messingkristalle elektrisch isotrop; die mittlere Übereinstimmung der Werte beträgt aber nur $\pm 1{,}5\%$ und geht wesentlich über die Genauigkeit der Messung hinaus.

Gleitlinien und Orientierungsänderung.

Nach Elam[4] gleiten α-Messing und -Bronze wie alle regulär-flächenzentrierten Metalle (Kupfer, Aluminium usw.) auf Oktaederflächen in Würfelflächendiagonalen. In der Tat bestimmten auch hier die Gleitlinien Ebenen, die nach der Meßgenauigkeit mit Oktaederflächen zusammenfielen, und zwar stets denjenigen, in denen die Schubspannung ihren höchsten Wert erreichte.

Genauere Orientierungsbestimmungen während der Dehnung wurden nicht vorgenommen, da durch die Versuche von Elam der Vorgang genügend klargestellt erscheint. Nur die Lage der Gleitlinien, die bei der Dehnung als scharf begrenzte Streifensysteme (Abb. 11 bis 14) hervortraten, zur Stabachse wurde im ersten Versuchsstadium verfolgt und mit der theoretisch zu erwartenden Neigung verglichen (Abb. 15).

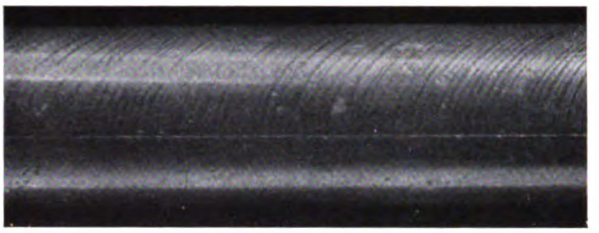


Abb. 11. Kristall M mit einem Gleitliniensystem. 2,5fach vergrößert.

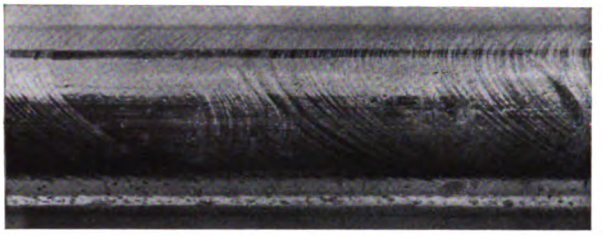


Abb. 12. Kristall E mit zwei unregelmäßig verteilten Gleitliniensystemen zu Beginn der Dehnung.

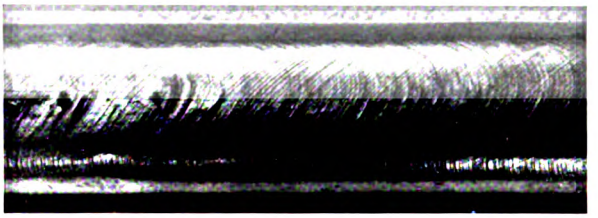


Abb. 13. Kristall E mit zwei regelmäßig verteilten Gleitliniensystemen nach dem Einsetzen der zweiten Gleitung.

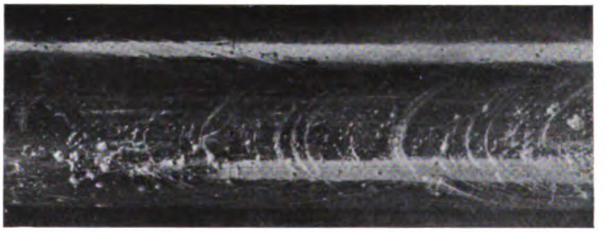


Abb. 14. Kristall D mit drei Gleitliniensystemen auf verschiedenen Längszonen.

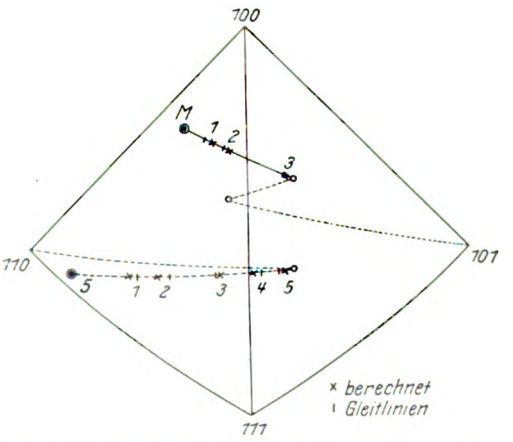


Abb. 15. Orientierungsänderung von gedehnten Messingkristallen.

Bei Kristallen im Mittelfeld, z. B. B und M, tritt zunächst, wie Abb. 11 zeigt, ein Gleitsystem in Erscheinung, das mit fortschreitender Neigung

[1] Landolt-Börnstein: 5. Aufl., Erg.-Bd. 1927, S. 20, 24.
[2] W. Voigt: Kristallphysik, S. 962.
[3] Landolt-Börnstein: S. 20.
[4] C. F. Elam: Proc. Roy. Soc. (A) Bd. 115, S. 148—166. 1927; (A) Bd. 116, S. 694—702. 1927.

Digitized by Google

seinen Winkel zur Stabachse nach folgender Gleichung ändern soll[1]:

$$\frac{\cos\varphi}{\cos\varphi_0} = \frac{\sin\varrho}{\sin\varrho_0} = f/f_0, \qquad (1)$$

wobei φ der Winkel der Gleitflächennormale, ϱ der Gleitrichtung zur Stabachse und f der jeweilige Querschnitt ist (Index 0 = Anfangslage). Dabei bewegt sich in der gewählten Darstellung (Abb. 15) die Stabachse auf einem Großkreis der Gleitrichtung [101] zu. In Abb. 15 sind die Kristallagen, die sich aus dem gemessenen Winkel φ ergeben, mit einem Strich, die aus f/f_0 berechneten mit einem Kreuzchen bezeichnet.

Die Stabachse nähert sich der Gleitrichtung, wie nach den Versuchen von Elam bekannt ist, viel weiter, als einer symmetrischen Lage zweier Gleitebenen entspricht und als es z. B. bei Aluminium und Kupfer der Fall ist. Sie überschreitet also, wie Abb. 15 zeigt, die Grenzlinie des sphärischen Dreiecks um einen erheblichen Betrag. Dann tritt auch nicht, wie bei Aluminium, abwechselndes Gleiten auf zwei Systemen (doppelte Gleitung) ein, sondern alleiniges Gleiten auf dem zweiten System. Die Orientierungsänderungen sind dabei fast entgegengesetzt denen im ersten Stadium (vgl. Abb. 21). Der Punkt, bei dem Gleiten auf einem zweiten System einsetzt, kann den Messungen an Gleitlinien nicht sicher entnommen werden, da bei Anwesenheit zweier Gleitsysteme die Winkelmessung unzuverlässig ist. Besonders entsteht durch die ersten Gleitungen ein Oberflächenrelief, das später nichts mehr mit der Lage der Gleitflächen im Kristall zu tun hat, die Messungen jedoch beeinträchtigt. Die Dehnung am Umkehrpunkt kann aber durch unmittelbare Beobachtung und genauer noch durch den damit verbundenen Wechsel der Spannungsverhältnisse festgelegt werden, ebenso der zweite, dritte usw. Umkehrpunkt. Die Gleitlinien, die dann erscheinen, gehören stets zu dem gleichen System, das zuvor abgelöst worden war. Mehr als zwei verschiedene Gleitliniensysteme traten nur bei den hochsymmetrisch orientierten Kristallen **3** (Würfellage) und *D* (Oktaederlage) auf.

Gleitung auf System 1. | System 2.

Abb. 16. Kristall 3 mit Bereichen verschiedener Gleitmechanismen.

In ausgezeichneten Orientierungen, bei denen mehrere Gleitsysteme gleichberechtigt oder nahezu gleichberechtigt sind, werden dadurch verschiedenartige Störungen bzw. Abänderungen des Gleitvorganges hervorgerufen.

Der Kristallstab *E* liegt so, daß er bei Aluminium abwechselnd auf zwei Systemen gleiten würde, da durch eine geringe Gleitung in einer Richtung die Bedingungen für das andere System günstiger werden. Beim Messingstab traten zwar auch von vornherein zwei Systeme von Gleitlinien auf (Abb. 12). Das eine beschränkte sich aber auf gewisse Bereiche, meist in der Nähe von Störungen; und der Verformungsvorgang war nach den Messungen an den Gleitlinien vorwiegend von dem einen Gleitsystem bestimmt, ganz wie bei den übrigen Kristallen. Erst nach etwa 30% Dehnung trat das zweite Gleitliniensystem entsprechend Abb. 13 gleichmäßig über der ganzen Stablänge auf.

Ähnliche Beobachtungen konnten bei Kristallstab **3** in der Nähe der Würfellage gemacht werden, wo zunächst mindestens drei Systeme von Gleitlinien festzustellen waren. Die weitere Verformung einer bestimmten Stabstelle spielte sich auch hier hauptsächlich auf einem System ab. Dabei teilte sich noch der Stab, wie Abb. 16 zeigt, so auf, daß die obere Hälfte auf einem anderen System glitt als die untere. Nach der Lage des Stabes (Abb. 21) waren beide Systeme gleichberechtigt. Dieser Fall ist übrigens schon beobachtet worden, wenn ein Kristallstab auf einer Zone 100 bis 110 gelegen ist[1].

Beim Kristallstab *D*, in der Nähe der Oktaederlage, traten schließlich drei Systeme von Gleitlinien auf. Wie Abb. 14 zeigt, sind aber an einer Stelle vorwiegend nur solche Gleitellipsen zu erkennen, die nach der Wachstumsrichtung hin ihren Scheitel aufweisen. Alle drei Systeme von Gleitlinien blieben aber hier in Wirksamkeit, wie sich dadurch nachweisen ließ, daß der Stab abgedreht und weitergedreht wurde. Dabei war aber jedes System wie zuvor auf etwa $^1/_3$ des Stabumfangs beschränkt. Der Querschnitt des Stabes blieb auch während der Dehnung annähernd rund. Diese Erscheinung kann entweder so gedeutet werden, daß der Kristallstab der ganzen Länge nach in drei Bereiche zerfällt, die jeder nach einem System gleiten. Hierfür spricht ein anscheinend vorhandener Knick in der Spannungskurve (Abb. 18), ähnlich wie bei den anderen Kristallen. Oder aber alle drei Systeme von Gleitflächen bleiben im ganzen Stabe dauernd in Wirksamkeit. Ein solches Verhalten ist bei Aluminium und Aluminiumlegierungen verschiedentlich beobachtet worden[2]. Da eine Laue-Aufnahme in Richtung der Stabachse am Rande des zerrissenen Stabes eine vollkommene Dreizähligkeit aufwies, ist die letztere Annahme wahrscheinlicher, daß nämlich drei wirksame Gleitsysteme sich durchkreuzen.

Schubspannung und Abgleitung.

Die Dehnung der Kristallstäbe erfolgte mittels einer Zerreißmaschine von Mohr & Federhaff für 1 und 10 t Höchstlast.

Zunächst wurden die Dehnungen mit Hilfe eines Spiegelapparates von 10 mm Meßlänge und nach größeren Verformungen der größte und kleinste Durchmesser bei bestimmten Lasten gemessen.

Die Kurven Last—Querschnitt ($P - f$) und Spannung—Querschnitt ($s - f$) der untersuchten Kristalle sind in Abb. 17 und 18 wiedergegeben. Das Gleiten setzt bei den Messingkristallen meist recht plötzlich ein; aller-

[1] H. Mark, M. Polanyi und E. Schmid: Z. Phys. Bd. 12, S. 58—116. 1922; Frhr. v. Göler und G. Sachs: Z. Phys. Bd. 41, S. 103—115. 1927.

[1] C. F. Elam: A. a. O.; J. Weerts: Diss. T. H. Berlin, 1928.

[2] R. Karnop und G. Sachs: Z. Phys. Bd. 41, S. 116 bis 139. 1927; Bd. 42, S. 283—301. 1927; Bd. 49, S. 480—497. 1928.

Digitized by Google

dings gehen diesem Fließen schon geringe bleibende Dehnungen voraus[1]. Die Verfestigung ist zunächst gering; bei einigen Kristallen war sogar Lastabfall zu beobachten. Von etwa 5% Reckung ab biegen dann die Kurven scharf aufwärts.

Die Kristalle **3**, ***D*** und ***E***, die nach Abb. 21 Orientierungen besitzen, bei denen mehrere Gleitsysteme annähernd gleichwertig sind, zeigen schon in Abb. 18 von vornherein einen wesentlich stärkeren Spannungsanstieg als die übrigen Kristalle. Dies hängt sehr wahrscheinlich mit dem oben beschriebenen anfänglichen Auftreten mehrerer Gleitsysteme bei den hochsymmetrisch gelegenen Kristallen zusammen. Diese „störenden" Gleitungen bewirken also eine Spannungserhöhung, die noch deutlicher in den Schubspannung-Abgleitungskurven (Abb. 20) zutage tritt.

Das Einsetzen der zweiten Gleitung macht sich besonders in den Last—Querschnittskurven (Abb. 17) in einem plötzlichen Richtungswechsel bemerkbar. Dabei tritt bei fast allen Kristallen sogar zunächst Lastabfall ein, so daß die Kurven ein Maximum an der betreffenden Stelle aufweisen. Damit hängt auch die schon von Elam beobachtete Entstehung der Einschnürungen zusammen, die sich aber wieder ausstrecken müssen, wenn die Last nach Durchschreiten eines Minimums ansteigt[2].

Der verschiedenartige Verlauf der Kurven in Abb. 17 und 18 kann durch Umrechnung der technologischen Größen Zugspannung und Querschnittsänderung in die kristallographischen (wirksame) Schubspannung und Abgleitung bis zu einem gewissen Grade einheitlich dargestellt werden. Dabei entzieht sich nur der Kristallstab *D* in der Oktaederfläche vorläufig einer Einordnung, dessen durch mehrfache Gleitung verwickeltes Verhalten noch einer näheren Klärung bedarf.

Zu Beginn der Abgleitung ist die wirksame Schubspannung

$$\tau = s \cdot \cos\varphi \cdot \cos\varrho \qquad (2)$$

an der Streckgrenze, deren Wert für jeden Kristall der Abb. 19 entnommen wurde, nach Tabelle 3 mit recht guter Übereinstimmung konstant $= 1{,}44 \pm 0{,}07$ kg/mm².

Die Zugspannung bewegt sich dabei fast in den äußerst möglichen Grenzen 1 : 1,8 (4,9 kg/mm² bei Kristall *D* und 2,8 kg/mm² bei Kristall *M*). Nunmehr kann es entsprechend der Auffassung von Schmid[1] für Kristalle der

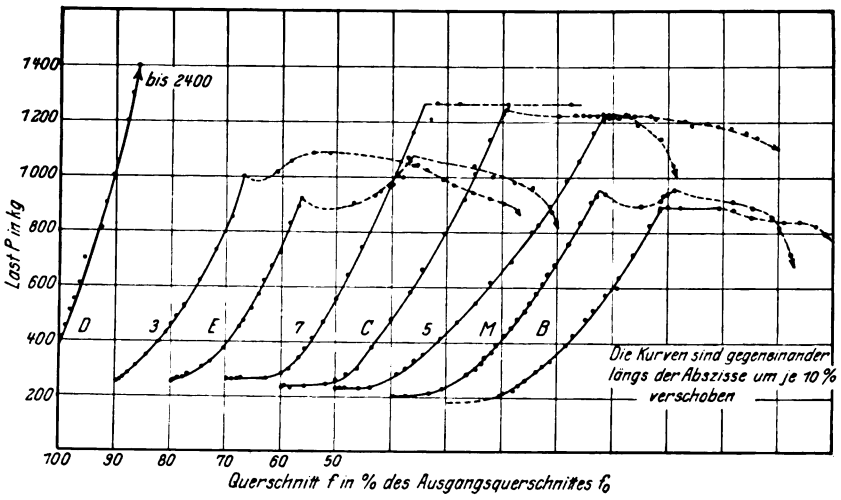


Abb. 17. Last-Querschnittskurven von Messingkristallen.

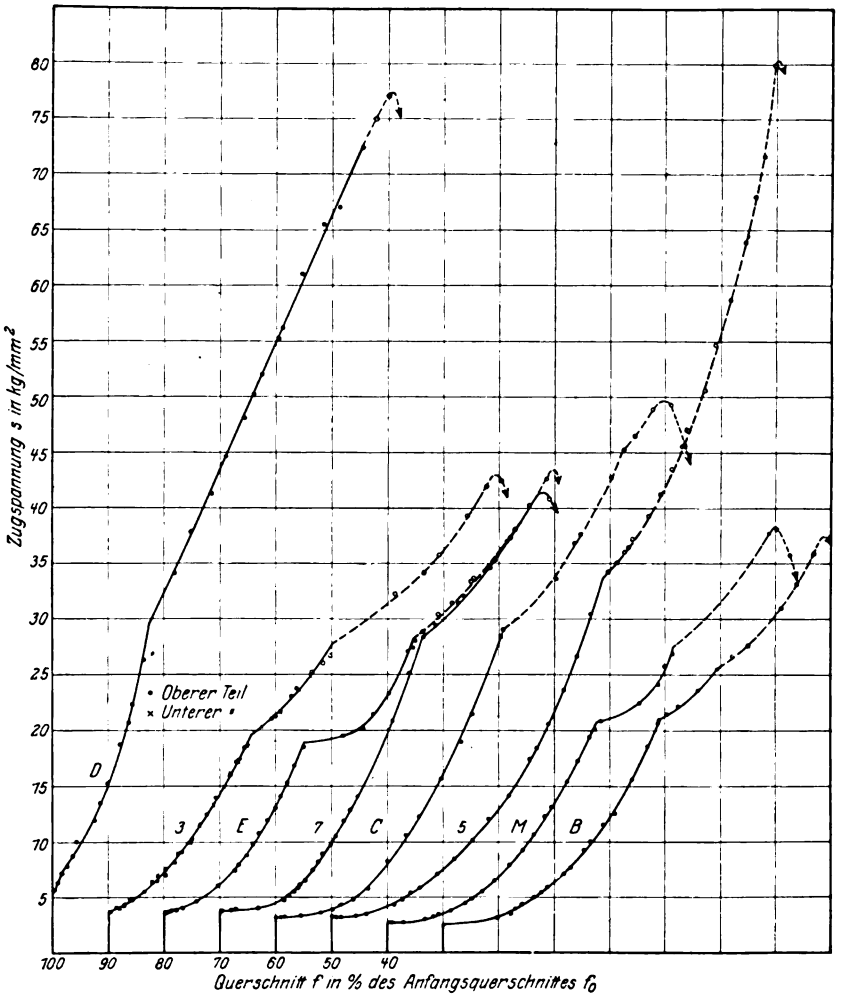


Abb. 18. Zugspannung-Querschnittskurven von Messingkristallen.

[1] G. Sachs und H. Shoji: A. a. O.

[2] G. Sachs: Ber. Werkstoffausschuß Ver. D. Eisenhüttenl. Nr. 58, 1925.

[1] E. Schmid: Proc. Int. Congr. Applied Mech. Delft S. 342—353. 1925; P. Rosbaud und E. Schmid: Z. Phys. Bd. 32, S. 197—225. 1924; M. Georgieff und E. Schmid: Ebenda Bd. 36, S. 759—774. 1926; vgl. auch R. Karnop und G. Sachs: Ebenda Bd. 49, S. 480—497. 1928.

Digitized by Google

verschiedensten Systeme, bei denen einfache Verhältnisse hinsichtlich Gleitebene und Gleitrichtung vorliegen, als sichergestellt gelten, daß die wirksame Schubspannung die für den Gleitbeginn maßgebende Spannungsgröße ist[1].

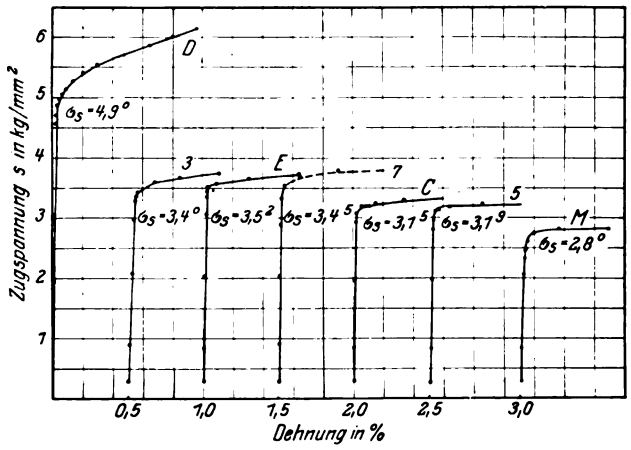


Abb. 19. Verformungskurven von Messingkristallen verschiedener Orientierung bei kleinen Dehnungen.

Als Verformungsgröße, welche die Verfestigung regelt, ist die kristallographische Abgleitung t eingeführt worden[2]. Für einfache Gleitung gilt

$$t = \frac{\cos\varrho}{\cos\varphi} - \frac{\cos\varrho_0}{\cos\varphi_0}. \qquad (3)$$

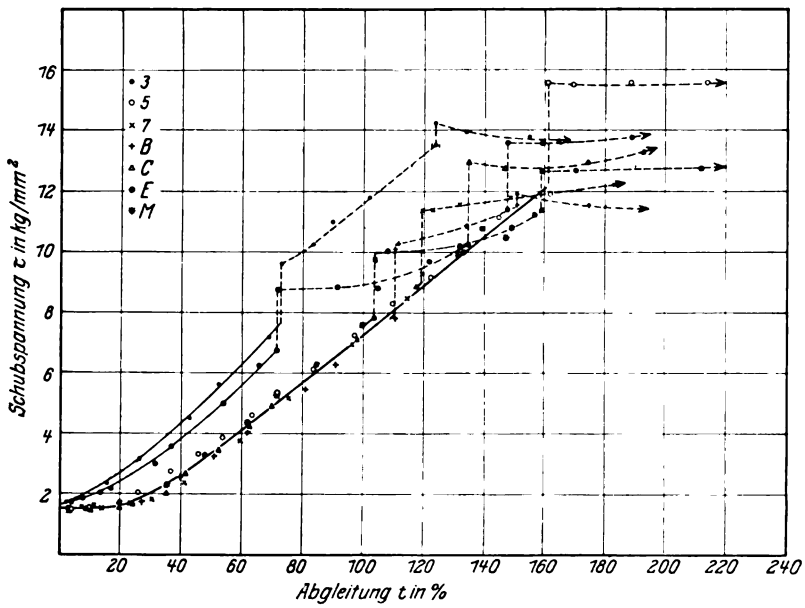


Abb. 20. Schubspannung-Abgleitungskurven von Messingkristallen. (Vom ersten Wechsel des Gleitmechanismus ab sind die Kurven gestrichelt.)

Diese Schubspannung-Abgleitungskurven (Abb. 20) fallen nun bis zum Einsetzen der zweiten Gleitung praktisch vollkommen für alle Kristalle zusammen, bei denen keinerlei Störungen durch mehrfache Gleitungen beobachtet wurden. Dagegen verlaufen die Kurven für die hochsymmetrisch orientierten Kristalle bis zu 50% höher. Die Störungen zu Beginn der Versuche, die im stellenweisen Auftreten mehrerer Gleitsysteme (Abb. 13) in Erscheinung treten, haben also in den ersten Dehnungsstufen eine starke Verfestigung des danach wirksamen Gleitsystems zur Folge, die sich bei weiterem Gleiten erhält. Allerdings wird nach Auswirkung dieser zusätzlichen Verfestigung (bei etwa 10% Abgleitung) im weiteren Verlauf der Gleitung der Unterschied gegenüber den anderen Kurven verhältnismäßig wieder geringer.

Diese Beobachtungen stehen in Übereinstimmung mit den schon früher an Aluminium beobachteten[1] Verhältnissen.

Die Verfestigungskurve der Messingkristalle verläuft aber ganz anders als bei Aluminium. Nach sehr geringen Spannungsänderungen im Beginn steigt hier die Schubspannung fast geradlinig mit der Abgleitung an, während bei Aluminium die Verfestigung zu Beginn am stärksten ist und dann stetig abnimmt.

Wie schon mehrfach erwähnt, setzt die zweite Gleitung verspätet ein[2]. Wie Abb. 21, in die auch zwei Versuche von Elam eingetragen sind, zeigt, hängt die Überschreitung der Symmetralen im wesentlichen ab von der Übergangsstelle auf den Symmetralen (Winkel zur Würfelkante [100] = α[1]). Der Abgleitungsbetrag Δt dabei ist, wie Abb. 22 zeigt, bei Kristallstäben in weiterer Um-

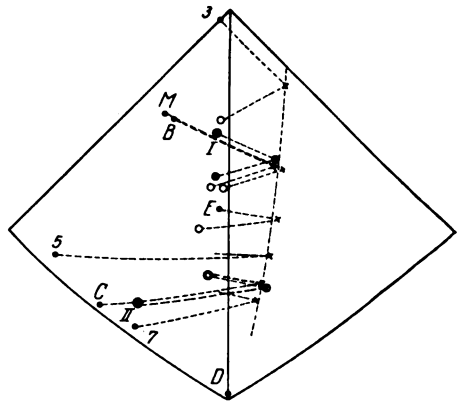


Abb. 21. Orientierungsänderungen verschiedener Kristalle von Messing bei Zugversuchen.
• Eigene Kristalle
⊙ Kristalle von Elam } Ausgangslage.
⊗ 1. Wechsel
◎ 2. Wechsel } des Gleitmechanismus.

Da der Verformungsvorgang bei den Messingkristallen in mehreren Stadien abläuft, ist hier jedoch jedes einzelne Stadium als unabhängiger Versuch für sich zu behandeln. Man hat dann die Kurven für einen Kristall, die die Abhängigkeit der Schubspannung von der Abgleitung in jedem Stadium wiedergeben, zu der Gesamtkurve des Kristalls aneinanderzusetzen.

[1] Siehe Anm. 1, S. 139.

[2] G. Sachs: Z. V. d. I. Bd. 71, S. 577—584. 1927; Frhr. v. Göler und G. Sachs: Z. Phys. Bd. 41, S. 103—115. 1927; Z. techn. Phys. Bd. 8, S. 586—594. 1927; R. Karnop und G. Sachs: Z. Phys. Bd. 41, S. 116—139. 1927; vgl. auch E. Schmid: Ebenda Bd. 40, S. 54—74. 1926.

[1] R. Karnop und G. Sachs: Z. Phys. Bd. 41, S. 116 bis 139. 1927; Frhr. v. Göler und G. Sachs: Z. techn. Phys. Bd. 8, S. 586—594. 1927.

[2] Andeutungen eines zweiten Gleitflächensystems sind verschiedentlich schon bald nach Überschreitung der Symmetralen beobachtet worden. Die Folgen hiervon sind nicht näher untersucht, sondern als vernachlässigbar angesehen worden. Das Einsetzen der zweiten Gleitung ist also erst bei der plötzlichen Kraftänderung (Abb. 17), wobei gleichzeitig auch das zweite Gleitsystem deutlich hervortritt, angenommen worden. Diese Annahme führt, wie Abb. 21 zeigt, zu einer guten Übereinstimmung mit den Versuchen von Elam.

Digitized by Google

gebung der Würfellage annähernd konstant und nimmt dann nach der Oktaederlage zu erheblich ab. Dagegen ist in Abb. 21 keinerlei Einfluß der Größe des bis zur Symmetrale zurückgelegten Weges zu erkennen, der z. B. für Kristall 5 über 20°, für Kristall 3 und *E* nur 2° beträgt.

Bei Einsetzen der zweiten Gleitung ist also die Schubspannung auf diesem System wesentlich höher als auf dem zuerst wirksamen Gleitsystem. Daher äußert sich

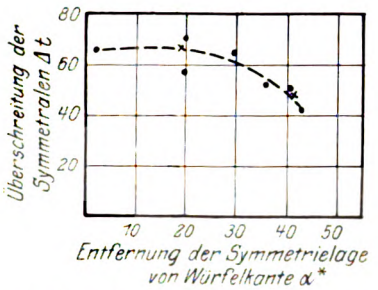


Abb. 22. Überschreitung der Symmetralen bei Einsetzen der zweiten Gleitung. (Δt in Prozenten, α^* in Winkelgrad.)

der Wechsel des Gleitmechanismus in den Schubspannung-Abgleitungskurven (Abb. 20) in einer sprunghaften Erhöhung der wirksamen Schubspannung vom Wert τ_1 auf dem ersten System auf τ_2 auf dem zweiten. Nach Tabelle 3 und Abb. 23 ist dabei der verhältnismäßige Spannungsunterschied

$$\frac{\Delta\tau}{\tau_m} = 2 \cdot \frac{\tau_2 - \tau_1}{\tau_2 + \tau_1}$$

mit recht guter Annäherung konstant[1].

Durch Gleitung auf einer Gleitfläche werden also die diese Gleitfläche durchkreuzenden um 25% stärker verfestigt als die wirksame.

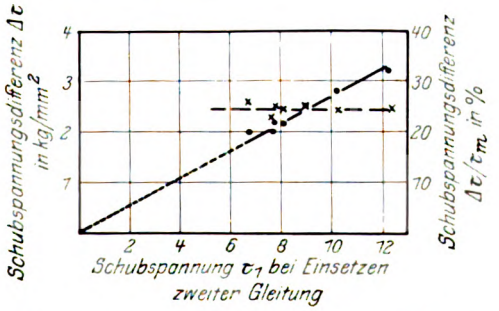


Abb. 23. Unterschied der Schubspannungen auf der zweiten und ersten Gleitfläche beim Einsetzen der zweiten Gleitung.

Die Verfestigung des zweiten Systems ist nach Abb. 20 im weiteren Verlauf der Gleitung nur noch gering. Die Kurven erheben sich dann nur noch wenig über den horizontalen Verlauf und schneiden zum Teil sogar trotz der sprunghaften Verfestigung beim Einsetzen der zweiten Gleitung die Kurven solcher Kristalle, die sehr weit auf einem System gleiten.

Das Wiedereinsetzen der ersten Gleitung geht ebenfalls unter einer gewissen Spannungserhöhung (Abb. 20) bzw. Überschreiten der Symmetrielage (Abb. 21) vor sich. Diese sind jedoch erheblich geringer als beim ersten Wechsel des Gleitsystems. Eine Verfestigung tritt weiterhin kaum noch ein; die Kurven fallen nach der zweiten Überhöhung meistens etwas ab. Eine quantitative Erfassung dieser letzten Vorgänge ist bisher nicht möglich gewesen, da die Genauigkeit der berechneten Größen nach mehrfachem Wechsel des Gleitmechanismus wegen der Unsicherheit der Anfangsorientierung und der Umkehrpunkte nur noch gering ist. Bei einigen Kristallen fällt auch der zweite Wechsel des Gleitmechanismus schon in die Brucheinschnürung.

Bei den Messingkristallen werden also im Gegensatz zu Aluminium und auch Kupfer, Gold und Silber[1] die nicht in Wirksamkeit befindlichen Gleitflächen stärker verfestigt als die gerade wirksamen, ähnlich wie es an Zinn und Zink schon festgestellt ist[2]. Dafür ist aber die Verfestigung nach Ablösung des einen Gleitsystems durch ein anderes teilweise so gering, daß die Verfestigungskurve weiterhin unter die bei einfacher Gleitung herabsinkt.

Tabelle 3.
Festigkeitseigenschaften von Messingkristallen.

Kristall	Streckgrenze: Zugspannung s_s kg/mm²	τ/s	Streckgrenze: Schubspannung τ_s kg/mm²	Festigkeit σ_B kg/mm²	Höchstlast: Querschnittsverminderung q_h %	Höchstlast: Dehnung δ_h %
3	$3{,}4^0$	$0{,}42^9$	$1{,}4^6$	15,8	40	67
5	$3{,}1^9$	$0{,}45^2$	$1{,}4^4$	17,2	49	96
7	$3{,}4^5$	$0{,}41^7$	$1{,}4^4$	18,1	53	111
B	—	—	—	12,9	50	100
C	$3{,}1^5$	$0{,}43^8$	$1{,}3^8$	17,3	41 (60)	76 (153)
D	$4{,}9^0$	$0{,}28^0$	$1{,}3^7$	32,9	≈55	≈122
E	$3{,}5^2$	$0{,}45^0$	$1{,}5^8$	15,3	45	82
M	$2{,}8^0$	$0{,}49^8$	$1{,}3^9$	13,0	51,5	106
			$1{,}4 \pm 0{,}0^7$			

Kristall	Schubspannungsänderung bei Einsetzen der zweiten Gleichung*: τ_1 kg/mm²	τ_2 kg/mm	$\Delta\tau$ kg/mm	$\frac{\Delta\tau}{\tau_m}$ %	Überschreitung der Symmetrale: α^*	Δt
3	7,6	9,6	2,0	23	$3{,}0^0$	63
5	12,2	15,6	3,4	24^5	35,8	53
7	8,9	11,4	2,5	25	43,0	41
B	8,0	10,2	2,2	24^5	19,8	65
C	10,2	13,0	2,8	24	40,3	46
D	—	—	—	—	—	—
E	6,7	8,7	2,0	26	29,3	63
M	7,8	10,0	2,2	25	19,7	58
				25 ± 1		

* Bedeutung der Bezeichnungen siehe Text.

Der Bruch.

Die Brucheinschnürung der Messingkristalle bildete sich hier spätestens mit dem zweiten Wechsel des Gleitmechanismus aus[3]. Da die Schubspannung hierbei abfiel, verringerte sich die Kraft erst recht, und damit war

[1] Vielleicht könnte der Abb. 23 ein geringer Abfall mit zunehmender Schubspannung entnommen werden.

[1] C. F. Elam: Proc. Roy. Soc. (A) Bd. 112, S. 289—296. 1926.

[2] M. Polanyi: Z. Krist. Bd. 61, S. 49—57. 1925; E. Schmid: Z. Phys. Bd. 40, S. 54—74. 1926.

[3] Aus den Angaben von Elam kann vielleicht entnommen werden, daß dort bei einigen Kristallen erst nach dem dritten Wechsel die endgültige Brucheinschnürung entsteht.

Digitized by Google

die Bedingung für die Ausbildung einer Einschnürung gegeben[1].

Auch nach dem ersten Wechsel tritt, wie Abb. 17 zeigt, verschiedentlich ein Stillstand in der Lastanzeige ein und es entsteht gleichzeitig eine Einschnürung. Die darauf einsetzende Verfestigung bewirkt aber bei der Mehrzahl der untersuchten Kristalle wieder einen Lastanstieg und damit eine Ausglättung der Einschnürung. Bei einigen Kristallen fällt aber schon, wie aus Abb. 17 ersichtlich ist, nach dem ersten Wechsel die Last allmählich ab und es bildet sich die Brucheinschnürung aus.

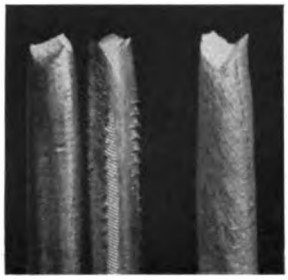


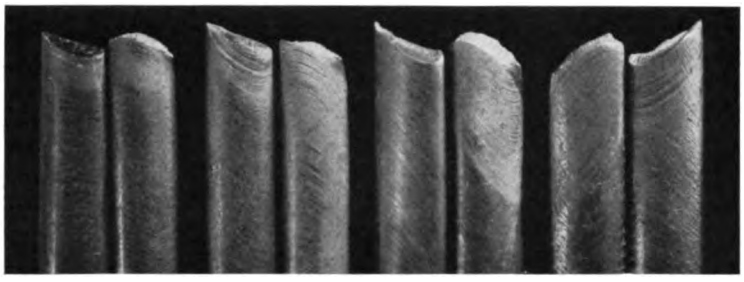
Abb. 24. Bruchflächen von Kristall D in Oktaederlage.

Abb. 25. Bruchfläche von Kristall 5.

wird. Bei einigen Kristallen ist es auch schwierig, zu entscheiden, ob die Dehnung des größeren Stabteiles oder die wesentlich höhere des ziemlich ausgedehnten Einschnürungsbereiches als Dehnung des betreffenden Kristalles anzusprechen ist.

Eine Berechnung des Dehnungskörpers, wie sie bei Aluminium durchgeführt ist[1], wird durch diese Verwicklungen sehr erschwert. Grundsätzlich besteht aber diese Möglichkeit durchaus, wenn außer der Bedingung für das Einsetzen der zweiten Gleitung noch die weitere Verfestigung zuverlässig bekannt wäre.

Die Festigkeit (Tabelle 3) ist von dem Umstand, daß der Eintritt der Einschnürung entweder nach dem ersten oder dem zweiten Wechsel der Gleitung eintritt, weniger abhängig, da der Lastzuwachs in diesem Stadium gering ist. Eine rechnerische Erfassung scheitert jedoch vorläufig daran, daß der widerstandssteigernde Einfluß der störenden Gleitbewegungen bei hochsymmetrischen Orientierungen noch nicht im ganzen Umfang erfaßt ist. Dadurch biegt sich die Oberfläche eines Festigkeitskörpers in der Nähe solcher Lagen zu einem scharfen Grat auf. Der Festigkeitskörper dürfte im übrigen ganz



M E 7 C

Abb. 26. Eigenartige Bruchflächen von Messingkristallen. (Nat. Größe.)

3 E

Abb. 27. Bruchflächen von Messingkristallen mit doppelter Schneide.

Diese Einschnürung, welche die Dehnung der Kristalle im wesentlichen abschließt, kann also je nach der Orientierung nach dem ersten oder dem zweiten Wechsel entstehen. Nur in Ausnahmefällen geht nach Abb. 17 die Last stetig durch ein Maximum, womit allgemein die Bedingung für die Ausbildung einer Einschnürung gegeben ist. Die wenigen untersuchten Kristalle gestatten noch nicht, die Orientierungsgebiete für die verschiedenen Fälle gegeneinander abzugrenzen und damit die Abhängigkeit der Dehnung (Tabelle 3) von der Orientierung (Dehnungskörper) vollständig festzulegen. Ein breiter Bereich, der sich im Lagendreieck (Abb. 21) von der Würfelkante 100 bis zur Würfeldiagonalen 111 erstreckt, umfaßt die Kristalle, die erst nach dem zweiten Wechsel des Gleitmechanismus reißen. Und da die Kristalle an der Grenze dieses Bereiches zum übrigen Teil des Lagerdreiecks jedesmal den größten Weg bis zum Wechsel zurückzulegen haben, reißen sie auch nach der größten Dehnung. Da aber allgemein die Laststeigerung nach dem ersten Wechsel gering ist, ist die Dehnung sehr empfindlich gegen Störungen. Die Werte von Elam für zwei Kristalle liegen z. B. wesentlich über den hier für ähnlich gelegene Kristalle festgestellten, was mit den hier festgestellten Baufehlern zusammenhängen ähnlich wie bei Aluminium aussehen, wo diese Erscheinung ebenfalls, wenn auch in geringerem Maße, beobachtet worden ist.

Während es aber bei Aluminium im wesentlichen mechanische Überlegungen waren, die aus dem stetigen Verlauf der Verfestigungskurve Festigkeit und Dehnung zu berechnen gestatteten, werden bei Messing der Höchstwert der Last und der Beginn der Brucheinschnürung hauptsächlich durch einen Wechsel im kristallographischen Verhalten bestimmt.

Auch die Ausbildung des Bruches ist von der Orientierung gesetzmäßig abhängig. Abgesehen von dem eigenartigen, seiner dreizähligen Lage entsprechenden Bruch (Abb. 24) des Kristalles *D* in der Oktaederlage sowie auch dem des Kristalls 5 in der Nähe der Flächendiagonale (Abb. 25), treten nur zwei Bruchformen (Abb. 26 und 27) mit Übergängen auf. Am häufigsten ist die schon beschriebene[2] eigentümliche ungleichartige Ausbildung der beiden Stabhälften, die nach Abb. 26 von Fall zu Fall nur wenig verschieden ausfällt. Die andere Bruchform (Abb. 26) besteht beiderseitig aus einer eingekerbten Schneide, ähnlich wie bei Aluminium[3]. Der Kristall *E* bildete einmal die eine Bruchform, ein

[1] Vgl. G. Sachs: Ber. Werkstoffausschuß Ver. D. Eisenhüttenl. Nr. 58, 1925.

[1] Frhr. v. Göler und G. Sachs: A. a. O.

[2] G. Sachs und H. Shoji: A. a. O.

[3] R. Karnop und G. Sachs: A. a. O.

Digitized by Google

zweites Mal die andere; der Bruch des Kristalls *C* ließ einmal auch eine gewisse Ähnlichkeit mit dem des Kristalls 5 erkennen.

Eine wirkliche Klärung des Bruchvorganges ist bisher nicht gelungen. Es steht nur fest, daß er als Folge starker Gleitungen anzusprechen ist. In der Nähe des Bruches beginnen, wie Abb. 26 und 27 zeigen, die Gleitlinien meist aufzuklaffen und die Begrenzungen der Bruchstelle folgen teilweise solchen Anrissen. Bemerkenswert ist noch dabei, daß die Gleitebenen in der Nähe der Bruchstelle stark gebogen sind. Vom Anbruch bis zur endgültigen Trennung gehen dann noch unter starkem Lastabfall Verformungen vor sich, die die endgültige Gestalt des Bruches bestimmen und noch nicht erfaßt worden sind.

Für die Unterstützung der Untersuchung sind wir der Notgemeinschaft der Deutschen Wissenschaft zu besonderem Danke verpflichtet. Bei der Durchführung der Versuche hat Herr Böhme wertvolle Mitarbeit geleistet. Mancherlei Anregung verdanken wir der Aussprache mit Frhrn. v. Göler.

Leitfähigkeit und Kaltverformung.

Von **M. Masima** und **G. Sachs**[1].

Von den physikalischen Eigenschaften, die von dem mechanischen Zustande eines Stoffes stark abhängen, ist die elektrische Leitfähigkeit besonders eingehend untersucht worden[2]. Durch Kaltverformung wird der elektrische Widerstand erhöht, der Temperaturkoeffizient herabgesetzt; durch Anlassen treten rückläufige Veränderungen ein.

Die allgemeine Anschauung geht dahin, einen engen Zusammenhang zwischen den Veränderungen des Gleitwiderstandes (Härte, Festigkeit) und des elektrischen Widerstandes vorauszusetzen. Die bisherigen Untersuchungen stellen jedoch keineswegs einen eindeutigen Zusammenhang zwischen beiden Größen sicher. Vielmehr lassen verschiedene Arbeiten erkennen, daß die Abhängigkeit der elektrischen und der mechanischen Eigenschaften von der mechanischen und thermischen Behandlung erheblich verschieden sein kann.

Zur Klärung dieser Frage wurden einige Versuche an einzelnen Kristallen von Messing durchgeführt. Bei Messingkristallen mit hohem Zinkgehalt lassen sich bei der Deformation eine Anzahl verschiedener Vorgänge ziemlich klar voneinander unterscheiden[3]. Infolgedessen konnten auch gewisse Zusammenhänge zwischen den mechanischen und den elektrischen Veränderungen eindeutig erkannt werden. Es ergab sich eine vollkommen verschiedenartige Abhängigkeit der Leitfähigkeit und des Gleitwiderstandes vom mechanischen Zustande. Das saubere Gleiten eines Kristalls, das mit erheblicher Verfestigung verbunden ist, hat nur geringe Veränderung der Leitfähigkeit zur Folge. Dagegen führen Verwickelungen und Störungen des Gleitvorganges zu erheblichen Erhöhungen des elektrischen Widerstandes. Beim Anlassen ändert sich die Leitfähigkeit bei wesentlich niedrigeren Temperaturen als der Gleitwiderstand (Härte).

Für die Versuche dienten drei durch langsame Erstarrung hergestellte Messingkristalle mit rund 72 Gew.-% Kupfer. Das mechanische Verhalten dieser Legierung ist aus früheren Versuchen weitgehend bekannt. Ihre Orientierung, angegeben durch die Winkel der Stabachsen gegen die Würfelkanten des Kristallgitters zeigt Tabelle 1. Der Widerstand der Kristalle wurde mit Hilfe

Tabelle 1.
Orientierung der untersuchten Messingkristalle.

Kristall	Winkel zwischen Stabachse und Würfelkanten		
	α_1	α_2	α_3
L	45°	46°	86°
N	13	77	88
23	25	71	71

einer Thomson-Brücke bestimmt und auf 22° C reduziert. Die Absolutwerte des Widerstandes für die drei Kristalle gehen um über 10% auseinander, vermutlich infolge ihres verschiedenen Reinheitsgrades. Die genaue Vorgeschichte der Kristalle war nicht bekannt; wahrscheinlich waren sie zum Teil aus technischem, zum Teil aus reinerem Material erschmolzen. Auch ergab sich bei einem Kristall an einem Ende eine um fast 2% geringere Leitfähigkeit als an dem anderen Ende (Abb. 2). Hierdurch wird die Genauigkeit der Messungen beeinträchtigt, da bei Aufrechterhaltung einer gleichen Meßlänge der gemessene Stabbereich mit zunehmender Dehnung sich verringert. Weiter ist die Genauigkeit durch die Unsicherheit der Querschnittsvermessung und durch den erheblichen Einfluß der Temperatur (vgl. Abb. 5) beeinflußt. Zur Bestimmung des Querschnitts wurden die kleinste und größte Abmessung des Stabes von Zentimeter zu Zentimeter gemessen und hieraus Mittelwerte gebildet. In gewissen Stadien der Versuche ist der Stab aber ziemlich ungleichmäßig. Die Genauigkeit der Messungen dürfte daher im ganzen nur etwa $\pm 0{,}1$ bis 0,2% betragen.

Leitfähigkeit und Dehnung.

Die Veränderung des spezifischen Widerstandes bei der Dehnung der Kristalle ist in Abb. 1 bis 3 wiedergegeben und der Last—Querschnittskurve gegenübergestellt.

Die Kurven zeigen, daß die Leitfähigkeit sich ganz ausgesprochen in mehreren Stadien ändert. Die ersten Dehnungen haben eine starke Widerstandserhöhung (bis 1%) zur Folge. Von etwa 5% Querschnittsverminderung ab bis zu 20% bleibt der Widerstand dann annähernd

[1] Original: Z. Phys. Bd. 51, S. 321—326. 1928.

[2] Vgl. G. Sachs: Mechanische Technologie der Metalle, Leipzig 1925, S. 177. A. Schulze: Elektrische und Wärmeleitfähigkeit, Bd. 2, Teil 2, 6 von Guertler: Metallographie, Berlin 1925, S. 142, 839, 902.

[3] G. Sachs und H. Shoji: Z. Phys. Bd. 45, S. 776—796. 1927. M. Masima und G. Sachs: Z. Phys. Bd. 50, S. 161 bis 186. 1928.

Digitized by Google

konstant. Bei Kristall *L* (Abb. 3) tritt darauf bis 35% ein Abfall ein. Es folgt dann bei allen Kristallen eine in steigendem Maße zunehmende Widerstandserhöhung.

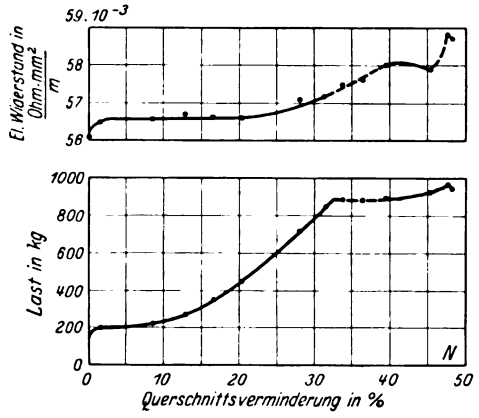


Abb. 1. Veränderung des elektrischen und des mechanischen Widerstandes eines Messingkristalls (*N*) beim Dehnen.

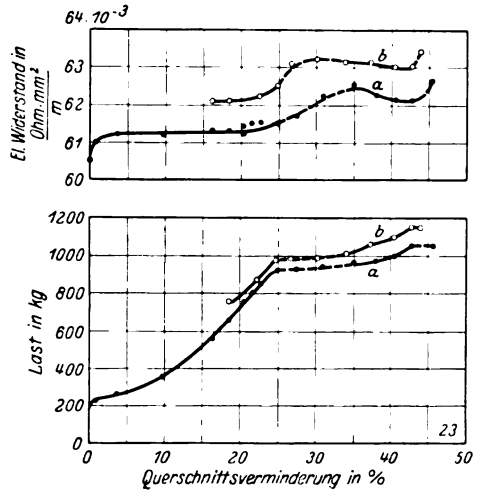


Abb. 2. Elektrischer und mechanischer Widerstand eines gedehnten Messingkristalls (23).

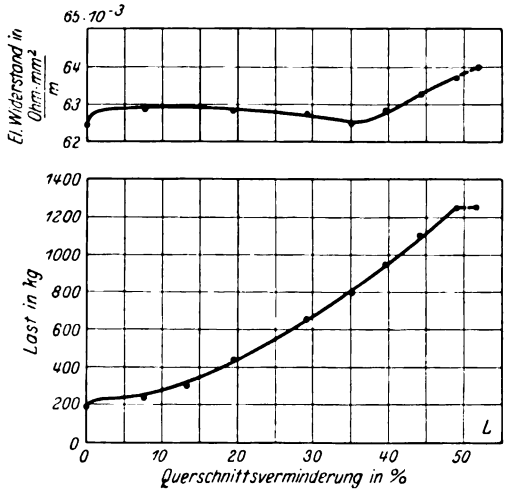


Abb. 3. Elektrischer und mechanischer Widerstand eines gedehnten Messingkristalls (*L*).

Diese hält bei Kristall *L* bis zum Ende des Versuchs, d. h. bis zur beginnenden Ausbildung der Brucheinschnürung an. Bei den beiden anderen Kristallen folgen dagegen wieder eine Widerstandsabnahme und eine erneute Zunahme bei Ausbildung der Brucheinschnürung.

Die Leitfähigkeitsänderungen stehen nun offenbar in einem engen Zusammenhange mit den Deformationserscheinungen. Was zunächst den Unterschied zwischen dem Kristall *L* und den beiden anderen anbetrifft, so beruht dieser, wie schon die Schaubilder in Abb. 1 bis 3 erkennen lassen, darauf, daß infolge der verschiedenen Orientierung (Tabelle 1) die Kraft- und Verformungsverhältnisse bei den letzteren Kristallen öfter wechseln. Die plötzlichen Änderungen des Kraftverlaufs in den Kurven entsprechen jedesmal einem Wechsel des Verformungsmechanismus, indem Gleiten auf einem Flächensystem plötzlich von Gleiten auf einem anderen System abgelöst wird, was sich mehrfach wiederholen kann. Die gestrichelten Kurventeile deuten dabei an, daß in diesen Bereichen die Gleitung sich nicht gleichmäßig über den ganzen Stab, sondern von einer Stelle ausgehend sich allmählich über den Stab erstreckt. (Die Querschnittsangaben bei den Schaubildern Abb. 1 bis 3 sind daher Mittelwerte.) Gerade in diesen Gebieten nimmt nun der elektrische Widerstand erheblich zu, während der Gleitwiderstand sich verhältnismäßig wenig ändert. Abb. 1 bis 3 zeigen ferner, daß der Widerstandsanstieg nicht mit dem Wechsel des Gleitmechanismus beginnt, sondern schon vorher allmählich einsetzt. Dies entspricht der Beobachtung, daß auch vor dem plötzlichen Wechsel des Kraftverlaufs vielfach schwache Gleitlinien, die dem neueinsetzenden Flächensystem zugehören, sichtbar werden[1]. Im Gegensatz zu Aluminium- und Kupferkristallen verhalten sich nämlich die möglichen Gleitflächen bei der Deformation von Messingkristallen nicht gleichartig. Die zuerst in Wirksamkeit tretenden verfestigen sich schwächer als die nicht wirksamen. Dies äußert sich darin, daß die symmetrische Lage zweier Gleitflächen, die sich infolge der Dehnung stets früher oder später einstellt, bei hochzinkhaltigen Messingkristallen nicht dazu führt, daß sich das zweite Gleitsystem (entsprechend den kristallographischen Symmetrieverhältnissen) zur Hälfte an der weiteren Deformation beteiligt. Vielmehr beherrscht noch das erste System, wenn auch nicht vollständig, so doch noch eine Zeitlang überwiegend die Deformation. Dann setzt erst ziemlich plötzlich das zweite Gleitsystem ein und übernimmt nun den größeren Anteil an der Dehnung. Eine genauere Untersuchung dieser verwickelten Vorgänge, die sich mit abnehmendem Zinkgehalt verwischen und dem für Aluminium und Kupfer charakteristischen Verhalten nähern, ist im Institut in Angriff genommen worden.

In den Gebieten dagegen, in denen die Gleitvorgänge besonders ungestört ablaufen, und welche nach den Schaubildern eine erhebliche Verfestigung zur Folge haben, sind die Widerstandsänderungen gering. Es tritt sogar dabei mehrfach einwandfrei eine Verringerung des Widerstandes ein.

Schließlich ist noch die Widerstandserhöhung zu Beginn der Dehnung zu erörtern, die scheinbar keine Erklärung durch das Kraftschaubild findet. Es ist aber bekannt, daß gerade die ersten Verformungen Inhomogenitäten (innere Spannungen) des Kristalls zur Folge haben, die sich in der Polarität des Gleit-

[1] M. Masima und G. Sachs: a. a. O.

Digitized by Google

widerstandes, dem sogenannten Bauschinger-Effekt, auswirken[1].

Es zeigt sich also, daß Gleitvorgänge nur dann eine Widerstandserhöhung zur Folge haben, wenn dadurch irgendwelche gröbere Störungen in der Homogenität des Kristallgitters nachweisbar entstehen. Läuft die Gleitung dagegen äußerlich glatt ab, so werden, nach dem Widerstandsabfall zu urteilen, diese Störungen sogar wieder verringert. Die Verfestigung des Kristallgitters hat keinerlei erkenntlichen Einfluß auf die elektrische Leitfähigkeit.

Leitfähigkeit und Anlassen.

Auch die Versuche über die Wirkung zunehmender Anlaßtemperatur ergeben nach Abb. 4 eine andere Wirkung auf den elektrischen als auf den mechanischen Widerstand[2]. Die Leitfähigkeit nimmt schon bei niedrigen Anlaßtemperaturen stark ab, während die Kugeldruckhärte bis über 300° C wenig verändert wird. In der Gegend der Rekristallisationsgrenze (hier ~460° C) und der Grenze vollständiger mechanischer Entfestigung

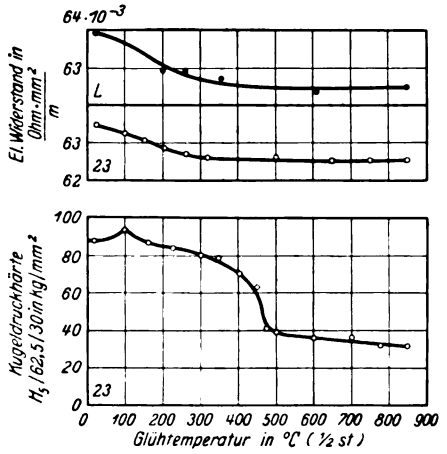


Abb. 4. Veränderung des elektrischen und des mechanischen Widerstandes gedehnter Messingkristalle beim Anlassen.

erreicht der Widerstand einen gleichbleibenden Wert, der teils höher liegt als der Wert des unverformten Kristalls, teils diesem etwa gleich ist. Mit der Rekristallisation ändert sich also die Leitfähigkeit nicht merklich; und auch die bei 850° schon eintretende Zinkverdampfung hat wenig Einfluß.

Die Änderung der Leitfähigkeit mit dem Anlassen ist danach ebenfalls erheblich anders als die des Gleitwiderstandes (Härte). Dagegen dürften die inneren Spannungen in ähnlicher Weise wie der elektrische Widerstand beim Anlassen abnehmen[1]. Die Härte zeigt den von feinkristallinem Material her bekannten Verlauf.

Temperaturabhängigkeit der Leitfähigkeit.

Nach den Untersuchungen an feinkristallinem Material ist der durch mechanische Beanspruchung hervorgerufene Zusatzwiderstand dadurch gekennzeichnet, daß er von der Temperatur unabhängig ist[2]. Von Geiss und van Liempt[3] ist dieses „erweiterte Gesetz von Matthiessen" selbst bei den außerordentlich hohen Widerstandsänderungen (60%) von Wolframdraht infolge Ziehen und Anlassen bestätigt worden. Auch bei den Messingkristallen ist, wie Abb. 5 zeigt, die durch die Dehnung entstandene Widerstandserhöhung bei Temperaturen zwischen 20 und —185° C[4] mit hoher Annäherung gleichbleibend.

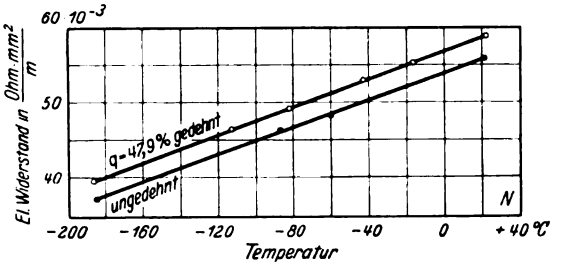


Abb. 5. Elektrischer Widerstand eines Messingkristalls (*N*) bei verschiedenen Temperaturen (unverformt und um $q = 47{,}9\%$ Querschnittsverminderung gedehnt).

Über die Natur des Zusatzwiderstandes besteht noch keine Klarheit. Nach der Elektronentheorie der metallischen Leitfähigkeit wird die Bewegung der Elektronen durch Störungen des Gitters erschwert[5]. Nach der vorliegenden Untersuchung haben diese Störungen nichts unmittelbar mit den mechanischen Zustandsänderungen des Stoffes (Verfestigung und Entfestigung) zu tun. Eher könnten die Anwesenheit und Verteilung innerer Spannungen — und zwar sowohl in kleinsten als auch in größeren Bereichen — für die Leitfähigkeitsänderungen verantwortlich gemacht werden. Eine experimentelle Prüfung etwaiger Zusammenhänge steht jedoch bisher noch fast ganz aus. Geiss und van Liempt[6] glauben zwar nach ihren in dieser Richtung hin unternommenen Versuchen die inneren Spannungen als unwesentlich und die Deformation der Elektronenhüllen als maßgebend ansehen zu können. Die physikalische Notwendigkeit einer solchen Unterscheidung erscheint jedoch noch nicht überzeugend klargelegt; weitere Versuche zu dieser Frage wären sehr erwünscht.

---

[1] G. Sachs und H. Shoji: a. a. O.

[2] Als mechanische Kenngröße ist die Kugeldruckhärte auf Querschnitten gemessen worden (Kugeldurchmesser = 5 mm, Belastung = 62,5 kg, Eindruckdauer = 30 Sek.). Die Proben wurden stufenweise steigender Temperatur je $^1/_2$ St. ausgesetzt. Für Vergleichsversuche erscheint es ausreichend, diese geringe Anlaßdauer von $^1/_2$ St. zu wählen. Ob die festgestellten Größen sich überhaupt bei sehr langer Anlaßdauer Endwerten nähern, ist bisher nicht sichergestellt. Die Wahl einer längeren Anlaßdauer würde daher auch keinen grundsätzlichen Unterschied bedeuten. Bei der Dehnung ändert sich die Härte, wie durch besondere Versuche festgestellt wurde, ähnlich wie die Last.

[1] G. Sachs und H. Shoji: a. a. O.

[2] Vgl. E. Grüneisen: Metallische Leitfähigkeit, Handbuch der Physik XIII, 8, 47.

[3] W. Geiss und J. A. M. van Liempt: Z. anorg. Chem. Bd. 133, S. 107—112. 1924; Bd. 143, S. 259—267. 1925; Z. Phys. Bd. 41, S. 867—871. 1927; Bd. 45, S. 631—634. 1927.

[4] Die Messungen bei den Zwischentemperaturen wurden in einem Dewargefäß mit Pentan, das mit Hilfe von flüssiger Luft auf eine beliebige Temperatur gebracht worden war, durchgeführt. Kontaktschrauben und Zuführungsdraht waren, um Thermoströme zu vermeiden, ebenfalls aus Messing.

[5] Vgl. E. Grüneisen: a. a. O. S. 47.

[6] a. a. O.

Digitized by Google

Dichte und Kaltverformung.

Von **M. Masima** und **G. Sachs**[1].

Durch Versuche an einzelnen Kristallen von Messing wurde wahrscheinlich gemacht, daß die Veränderungen der elektrischen Leitfähigkeit[2] infolge von Kaltverformung und Anlassen mit der Anwesenheit und Beseitigung von Inhomogenitäten (inneren Spannungen)[3] im Kristallgitter zusammenhängen. Dagegen ergab sich keinerlei Zusammenhang mit den mechanischen Eigenschaftsänderungen (Verfestigung und Entfestigung).

Die im folgenden mitgeteilten Versuche über die Dichteänderungen[4] einiger Messingkristalle (Tabelle 1 und 2) führten insofern zu einem ähnlichen Ergebnis, als auch die Dichte ausschlaggebend von Nebenerscheinungen der Kristallgleitung abhängt, welche für den Verfestigungsvorgang von geringer Bedeutung sind. Nur

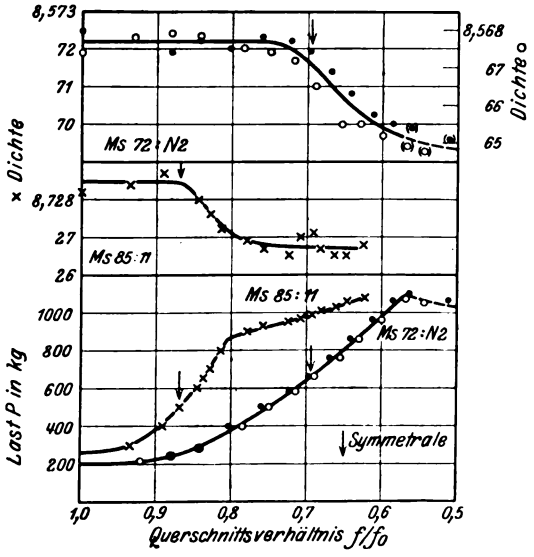


Abb. 1. Dichteänderung und Laständerung von Messingkristallen beim Dehnen.

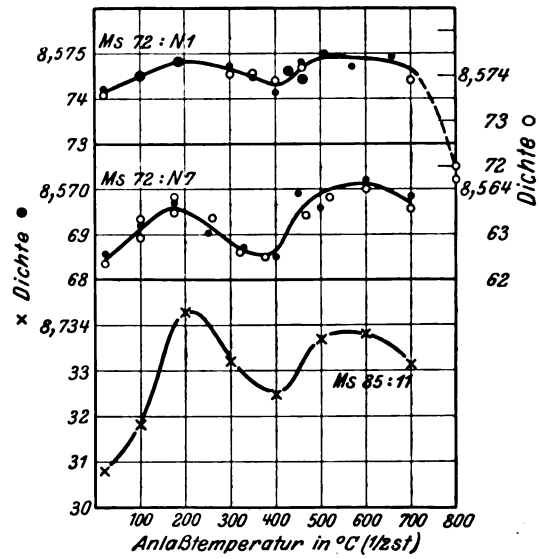


Abb. 2. Dichteänderung gedehnter Messingkristalle beim Anlassen.

ein sich beim Anlassen einschiebender Effekt (Dichteerniedrigung) läßt auf einen Zusammenhang mit der Kristallerholung schließen.

Wie Abb. 1 und Tabelle 1 zeigen, treten nachweisbare Veränderungen der Dichte nur in einem durch besonders verwickelte Gleitvorgänge gekennzeichneten Dehnungsstadium auf. Wenn nämlich durch das einfache Gleiten auf einem Gleitsystem und die damit verbundenen Orientierungsänderungen ein zweites geometrisch gleichberechtigt wird oder — wie man sagt — die Symmetrale erreicht wird (angedeutet durch ↓ in Abb. 1), geht die weitere Verformung zunächst so vor sich, daß das erste Gleitsystem mit etwa 85%, das zweite mit 15% daran beteiligt ist[1]. Je höher der Zinkgehalt, desto länger hält dieser mit einer strengen kubischen Symmetrie unvereinbare Zustand an. Dann übernimmt das zweite Gleitsystem die weitere Verformung, was in den Lastkurven (Abb. 1) eine scharfe Richtungsänderung zur Folge hat. Die Dichteänderungen beschränken sich nun nach Abb. 1 hauptsächlich auf das Gebiet nach Überschreitung der Symmetralen bis zum vollständigen Einsetzen der zweiten Gleitung. Zu Beginn und im weiteren Verlauf der Dehnung gehen etwaige Veränderungen nicht über die Fehlergrenze der Versuche hinaus (im Mittel $\sim \pm 0{,}0002 = \pm 0{,}002\%$).

Der Gesamteffekt beträgt nach Abb. 1 etwa 0,03%. In Wirklichkeit ist er ungefähr doppelt so groß, da von den gedehnten Kristallstücken rund die Hälfte als Einspannung diente. Diese Teile wurden vor den Versuchen in einem Gesenk gestaucht und blieben daher weiterhin unverändert. Beim Versuch am Kristall mit 85% Cu (Ms 85 : 11) mußten die Köpfe im Verlauf des Versuches abgeschnitten werden, da die Probe für die Dichtemessungen zu groß wurde.

Durch Anlassen wird die Dichte entsprechend Abb. 2 und Tabelle 2 in höchst eigentümlicher Weise verändert. Betont sei zunächst, daß der allgemeine Verlauf dieser Dichteänderungen in einer Anzahl mehr oder weniger genauer Versuchsreihen übereinstimmend zu erkennen war. Die Größe der Effekte ist jedoch in starkem Maße davon abhängig, ob der Kristall nur bis zum ersten Wechsel des Gleitsystems, also bis zu den Knickstellen in den Lastkurven Abb. 3, oder in das Gebiet zweiter Gleitung hinein bzw. noch weiter gedehnt wird. Während nach einer solchen weitgetriebenen Verformung, wie

[1] Original: Z. Phys. Bd. 54, S. 666—673. 1929.

[2] M. Masima und G. Sachs: Z. Phys. Bd. 51, S. 321 bis 327. 1928.

[3] G. Sachs und H. Shoji: Ebenda Bd. 45, S. 776—796. 1927.

[4] Über Dichteänderung einzelner Kristalle durch Verformung liegen bisher einige Versuche von H. O'Neill: J. Iron Steel. Inst. Bd. 109, S. 93—108. 1924, I und G. Sachs und H. Shoji: A. a. O., vor, die aber keine durchsichtigen Effekte ergaben. Weitere Literatur über Dichte und Verformung siehe H. O'Neill: J. Inst. Metals Bd. 39, S. 63 bis 66. 1928 und G. Sachs: Mech. Technologie der Metalle, S. 176—177. Leipzig 1925.

[1] Eine eingehende Untersuchung hierüber von Frhrn. v. Göler und G. Sachs befindet sich in Drucklegung.

Digitized by Google

Tabelle 1. Dichteänderung von Messingkristallen beim Dehnen.

Bezeichnung der Probe	Last kg	Querschnitt* f mm²	Querschnittsverhältnis f/f₀	Temperatur °C	Gewicht in Luft g	Gewicht in Wasser g	Dichte gemessen	Dichte bezogen auf 19° C	Bemerkungen
Ms 72:N 2a	0	75,0	1,000	20,5	37,0779	32,7536	8,5743	8,5725	Symmetrale bei f/f₀ = 0,696
	240	65,7	0,880	20,5	78	532	737	719	
	280	63,3	842	20,8	74	532	744	722	
	400	60,3	803	20,8	73	531	742	720	
	500	57,0	760	19,1	69	518	724	723	
	580	54,2	723	18,9	68	515	721	722	
	660	52,2	697	18,2	68	509	709	719	
	760	50,1	669	18,7	67	508	709	714	
	860	48,3	643	20,0	66	513	720	708	
	960	46,1	613	20,2	66	511	716	702	
	1060	44,0	584	20,2	61	505	713	700	
	1100	42,4	563	19,1	52	490	699	(699)	2. Gleitsyst. u. Einschn.
	1060	38,3	510	18,4	26	462	689	(696	3. Gleitsyst. u. Einschn.
Ms 72:N 2b	0	74,8	1,000	19,6	38,0769	33,6329	8,5681	8,5674	Symmetrale bei f/f₀ = 0,696
	220	72,2	0,970	21,0	767	337	702	78	
	235	66,7	880	20,2	766	333	699	79	
	280	63,0	843	16,6	764	308	651	78	
	400	58,8	785	16,3	761	303	645	75	
	500	56,0	749	18,1	760	311	663	74	
	580	53,6	716	18,7	758	312	668	72	
	660	51,5	690	19,3	758	312	668	65	
	760	49,3	654	20,0	754	308	667	55	
	860	47,1	630	19,6	749	301	662	55	
	960	44,9	600	19,6	644	207	659	52	
	1075	42,4	567	19,6	630	193	656	(49)	2. Gleitsystem und Einschnürung
	1055	40,8	545	19,2	569	136	650	(48)	
Ms 85:11b	0	75,9	1,000	19,5	53,2808	47,1769	8,7289	8,7282	Symmetrale bei f/f₀ = 0,870
	300	71,0	0,935	19,2	2808	1767	87	84	
	400	67,4	891	18,9	2794	1753	85	87	
	600	64,0	844	18,6	2762	1718	75	80	
	600	64,0	844	18,9	37,7254	33,4035	89	90	Stab verkürzt: zu korrigieren um − 0,0010
	700	63,0	829	18,7	7254	4032	82	86	
	800	61,8	814	19,3	7251	4032	88	82	
	900	59,2	780	19,1	7242	4020	80	79	
	925	57,4	757	18,3	7226	4000	68	77	
	950	55,2	726	17,4	7177	3952	58	75	2. Gleitsystem
	970	53,7	707	17,6	7124	3907	64	80	
	990	52,7	693	17,0	7090	3875	59	81	
	1010	51,9	682	19,0	7061	3858	77	77	
	1035	50,4	662	18,9	7010	3811	73	75	
	1060	49,0	647	17,9	6949	3752	63	75	
	1075	47,4	624	16,8	6927	3728	54	78	

* Querschnitt als Mittelwert über ganze Versuchslänge genommen.

z. B. beim Kristall N 7 in Abb. 2, im Verlauf der Dichtekurve ausgesprochene Veränderungen wahrnehmbar sind, gehen diese nach einer Gleitung, die sich wie beim Kristall N 2 vorwiegend auf das erste Gleitsystem beschränkte, kaum über die Fehlergrenze der Versuche hinaus.

Übereinstimmend lassen aber die Kurven in Abb. 2 erkennen: 1. eine Dichteerhöhung bei Anlaßtemperaturen bis 200°, 2. eine Verringerung bis etwa 400° und 3. wieder einen ziemlich schroffen Anstieg oberhalb 400°. Bei weiterer Temperatursteigerung ändert sich die Dichte zunächst nicht merklich, von 700° ab verringert sie sich aber stark. Dies dürfte jedoch auf die Verdampfung von Zink zurückzuführen und damit für die vorliegende Untersuchung unwesentlich sein. Im ganzen tritt also danach durch Glühen, wie zu erwarten war, eine Dichteerhöhung ein. Im Höchstfalle betrug sie rund 0,04%. Die durch Dehnen bewirkte Dichteabnahme (≈0,06%) wird also durch das Glühen nur zum Teil beseitigt.

Bei niedrigen Anlaßtemperaturen — etwa bis 300° — verringert sich auch schnell der erhöhte elektrische Widerstand gedehnter Kristalle[1], sowie auch die eigen-

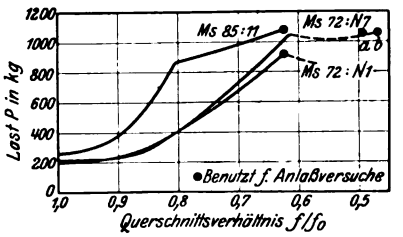


Abb. 3.

tümliche Polarität des Gleitwiderstandes[2]. Die Verfestigung wird dagegen nicht merklich berührt. Zur Erklärung dieser Anlaßeffekte wurde die Beseitigung

[1] M. Masima und G. Sachs: A. a. O.
[2] G. Sachs und H. Shoji: A. a. O.

Digitized by Google

Tabelle 2. Dichteänderung gedehnter Messingkristalle beim Anlassen.

Bezeichnung der Probe		Glühtemperatur (½ St.) °C	Temperatur °C	Gewicht in Luft g	Gewicht in Wasser g	Dichte gemessen	Dichte bezogen auf 19° C		Bemerkungen
Ms 85:11	a	19	20,0	13,9670	12,5312	8,7376	8,7364	8,7308	Mittel aus 2 Proben, da sehr klein
	b	19	18,2	20,3509	18,1809	242	252		
	a	100	20,2	13,9670	12,5316	392	378	8,7318	Gedehnt bis Querschnittsverhältnis l/l_0 = 0,624 (3. Gleitsystem)
	b	100	17,7	20,3510	18,1810	242	257		
	a	200	19,2	13,9665	12,5312	400	398	8,7343	
	b	200	19,6	20,3504	18,1818	294	287		
	a	300	17,5	13,9643	12,5285	358	376	8,7332	
	b	300	18,7	20,3450	18,1768	284	288		
	a	400	19,6	13,9580	12,5233	379	372	8,7325	
	b	400	19,6	20,3241	18,1583	284	277		
	a	500	18,4	13,9539	12,5197	383	390	8,7337	
	b	500	20,0	20,3180	18,1532	295	283		
	a	600	16,8	13,9501	12,5160	366	391	8,7338	
	b	600	17,3	20,3142	18,1490	264	284		
	a	700	15,8	13,9406	12,5073	347	382	8,7331	
	b	700	16,2	20,3042	18,1397	247	279		
Ms 72:N 1a		—	18,6	36,7169	32,5971	8,5737	8,5742		l/l_0 = 0,651 (1. System)
		100	17,5	7169	32,5966	27	45		
		185	19,2	7087	32,5905	50	48		
		300	16,6	7071	32,5876	20	47		
		350	16,5	6959	32,5775	16	44		
		400	19,1	6934	32,5766	42	41		
		430	17,6	6856	32,5691	30	46		
		460	17,6	6750	32,5596	27	44		
		460	20,6	5415	32,4437	68	48		Messung wiederholt
		510	19,0	1795	32,1230	50	50		
		570	18,7	0808	32,0355	43	47		
		660	16,8	0278	31,9878	25	49		
Ms 72:N 1b		20	17,4	35,9791	31,9444	8,5718	8,5736		l/l_0 = 0,651
		100	17,6	9791	9447	723	740		
		185	19,5	9676	9358	749	743		
		300	16,6	9662	9328	713	740		
		350	16,7	9554	9233	714	740		
		400	18,9	9535	9228	738	739		
		430	17,5	9470	9163	723	741		
		460	20,3	9344	9067	754	739		
		460	17,8	4435	4718	728	742		Messung wiederholt
		580	17,8	2796	3270	728	743		
		700	19,9	1404	2051	750	739		
		800	17,6	0747	1446	699	717		
		800	18,1	0746	1450	709	720		
Ms 72:N 7a		—	21,0	29,5340	26,2509	8,5710	8,5686		l/l_0 = 0,490 (2. System)
		100	20,0	5339	2506	704	692		
		175	19,4	5337	2503	702	697		
		250	20,2	4986	2194	704	690		
		330	20,0	4702	1941	699	687		
		400	19,6	4446	1712	692	685		
		450	19,6	4106	1418	707	699		
		500	19,2	3463	0846	698	696		
		600	19,0	2012	25,9566	702	702		
		700	18,6	0945	8620	693	698		
Ms 72:N 7b		—	19,2	25,4837	22,6709	8,5645	8,5643		
		100	19,1	4837	6711	51	49		
		200	19,5	4826	6706	64	58		
		200	19,2	4826	6703	56	54		l/l_0 = 0,470 Messung wiederholt
		260	20,0	3487	5524	66	54		
		320	19,8	3148	5221	56	46		
		380	19,8	2864	4970	55	45		
		465	19,6	2135	4328	61	54		
		520	19,3	1528	3792	62	58		
		600	18,4	0897	3232	54	60		
		700	18,6	0456	2841	50	55		

Digitized by Google

innerer Spannungen angenommen, die bei Messing nach Anlassen auf 300° größtenteils verschwinden[1]. Da die Dichteeffekte durch plastisches Dehnen etwa 1 bis 2 Größenordnungen kleiner sind als die reversiblen Dichteänderungen durch elastische Beanspruchung, sind sie als Folge innerer Spannungen denkbar. Es muß aber betont werden, daß bisher eine wirklich befriedigende Vorstellung von der Natur dieser inneren Spannungen nicht erreicht ist.

Der Anstieg der Dichte oberhalb 400° fällt, wie durch Ätzung nachgewiesen wurde, mit dem Entstehen neuer Kristalle, das ist der Rekristallisation, zusammen. Der vorangehende Dichteabfall geht in einem Temperaturgebiet vor sich, das dadurch ausgezeichnet ist, daß dort schon Rückgang der Verfestigung eintritt.

Sichergestellt sind nun bisher im verformten Kristall Orientierungsunterschiede der einzelnen Kristallteile, welche z. B. die Verzerrung der Interferenzflecke in Laue-Aufnahmen (Asterismus) zur Folge haben, sowie innere Spannungen, welche z. B. die Verwischung des K α-Dublettes in Debye-Scherrer-Aufnahmen bewirken. In Berücksichtigung dieser Tatsachen wird allgemein angenommen, daß die Teile eines verformten Kristalls verkrümmt sind.

Anlassen auf niedrige Temperaturen beseitigt, wie erwähnt, einen erheblichen Teil der inneren Spannungen; die Orientierungsschwankungen werden aber nicht berührt[2], die Verfestigung zunächst ebenfalls nicht[3]. Die Dichte wird dabei erhöht. Eine vollständige Beseitigung der inneren Spannungen bei Erhaltung der Orientierungsschwankungen muß aber einen Zerfall der verkrümmten Kristallteile zur Folge haben, und ist geometrisch nicht vorstellbar ohne das Entstehen von Lücken im Kristall. In Übereinstimmung mit dieser Vorstellung nimmt nun tatsächlich die Dichte bei höheren Anlaßtemperaturen ab — hier zwischen 200 und 400°. Außerdem tritt dabei noch Entfestigung ein, und zwar ohne Rekristallisation (Erholung).

Bei noch höherem Anlassen erfolgt schließlich Rekristallisation. Es bilden sich neue Kristalle. Die Dichte steigt dementsprechend. Die Verfestigung ist zum größten Teil beseitigt.

Für das Verständnis der Verfestigungserscheinungen dürfte es wichtig sein, daß hier in der Dichteverminderung beim Anlassen erstmalig ein Effekt nachgewiesen ist, welcher der Erholung parallel läuft. Damit wäre die Erholung in Zusammenhang gebracht mit einem Zerfall der durch die Verformung verkrümmten Kristallteile. Umgekehrt muß man aus der Erhaltung der Verfestigung beim Anlassen auf niedrige Temperaturen und der dabei eintretenden Dichteerhöhung schließen, daß die Beseitigung der stärksten Verzerrungen in den Kristallteilen ohne merklichen Zerfall des Kristallgitters erfolgt, also etwa durch Verschiebungen der Kristallteile in den Gleitflächen.

Der Erfolg der Versuche war ausschlaggebend von der subjektiven Sorgfalt der Dichtebestimmungen abhängig. Diese wurden nach dem Auftriebverfahren in Wasser durchgeführt, Tabelle 1 und 2 lassen den Gang der Auswertung erkennen. Die Orientierung der untersuchten Kristalle zeigt Tabelle 3.

Tabelle 3.
Orientierung der untersuchten Kristalle.

Bezeichnung	Winkel: Stabachse—Würfelkanten		
	α_1	α_2	α_3
Ms 72 : N 1	21,4	68,8	86,5
Ms 72 : N 2	37,2	55,2	78,8
Ms 72 : N 7	37,8	56,7	75,3
Ms 85 : 11	46,8	55,0	63,5

Der Notgemeinschaft der Deutschen Wissenschaft sind wir für die Unterstützung unserer Untersuchungen zu Dank verpflichtet.

[1] G. Masing: Z. Metallkunde Bd. 16, S. 257—264, 301 bis 307. 1924.

[2] R. Karnop und G. Sachs: Z. Phys. Bd. 42, S. 283 bis 301. 1927.

[3] Frhr. v. Göler und G. Sachs: Z. Metallkunde Bd. 19, S. 410—411. 1927.

Digitized by Google

Digitized by Google

Mitteilungen der deutschen Materialprüfungsanstalten

Sonderheft X:

Arbeiten aus dem **Kaiser Wilhelm-Institut für Metallforschung** und dem **Staatlichen Materialprüfungsamt** zu Berlin-Dahlem

Inhalt

Seite

Bauer, O., und **P. Zunker.** Einfluß der Temperatur und der Abkühlungsverhältnisse beim Gießen von Zink 3

Schmid, E. Gefügeuntersuchungen an gegossenen Metallen und Legierungen 26

Hansen, M. Die Löslichkeit von Kupfer in Silber 29

v. Göler und **G. Sachs.** Die Veredelung einer Aluminiumlegierung im Röntgenbild 33

Sachs, G. Schmiedespannungen, Vergütungsspannungen und Wärmespannungen 43

Bauer, O., und **H. Arndt.** Der Einfluß des Einwalzens von Rohren auf gewöhnliches Kesselblech und auf Izett-Blech 48

Kuntze, W., G. Sachs und **H. Sieglerschmidt.** Elastizität, statische Versuche und Dauerprüfung 53

Sachs, G., und **W. Stenzel.** Die Dehnung von Blechen 58

Sachs, G., und **H. Sieglerschmidt.** Prüfung von Seildrähten durch Zug- und Biegeversuche 68

Nix, F. C., und **E. Schmid.** Über die Gußtextur von Metallen und Legierungen 79

Schmid, E., und **G. Wassermann.** Über die Textur gezogener Magnesium- und Zinkdrähte 87

v. Göler und **G. Sachs.** Walz- und Rekristallisationstextur regulär-flächenzentrierter Metalle. III 90

v. Göler und **G. Sachs.** Walz- und Rekristallisationstextur regulär-flächenzentrierter Metalle. IV 94

v. Göler und **G. Sachs.** Walz- und Rekristallisationstextur regulär-flächenzentrierter Metalle. V 98

Polanyi, M., und **E. Schmid.** Zur Frage der Plastizität. Verformung bei tiefen Temperaturen 101

Boas, W., und **E. Schmid.** Bemerkungen zur Kristallplastizität 105

v. Göler und **G. Sachs.** Zugversuche an Kristallen aus Kupfer und α-Messing 108

Masima, M., und **G. Sachs.** Wärmeeffekte bei der Dehnung von Messingkristallen 127

Boas, W., und **E. Schmid.** Über die Temperaturabhängigkeit der kritischen Schubspannung von Kadmiumkristallen 128

Schmid, E., und **O. Vaupel.** Festigkeit und Plastizität von Steinsalzkristallen 130

Bauer, O., und **E. Deiß.** Zur Probenahme und Analyse von Rotguß und anderen zur Seigerung neigenden Legierungen 139

Mit 327 Abbildungen

Berlin
Verlag von Julius Springer
1930

Digitized by Google

Digitized by Google

Einfluß der Temperatur und der Abkühlungsverhältnisse beim Gießen von Zink.

Von **O. Bauer** und **P. Zunker.**

A. Einleitung.

Die technisch-wissenschaftliche Literatur über die Formgebung (Auswalzen, Pressen, Drücken, Ziehen usw.) des gegossenen Blockes ist in den letzten Jahrzehnten gewaltig angewachsen; um so eigenartiger erscheint es, daß der primäre Vorgang des Gießens, der für die weitere Verarbeitung bestimmten Blöcke, Brammen, Platten usw. nur ganz vereinzelt untersucht wurde, obgleich doch die Praxis täglich zeigt, daß Fehler im Gußstück den ganzen weiteren Werdegang des Materials ungünstig beeinflussen können.

Solche vom Guß herrührenden Fehler (sog. Geburtsfehler) können durch sehr verschiedene Umstände bedingt sein: durch die Temperatur des flüssigen Bades, Gießtemperatur, Abkühlungsverhältnisse, Gasaufnahme während des Schmelzens und Ausscheidung der Gase bei der Erstarrung, Art der Kristallisation im erstarrenden Block, Poren und Lunkerbildung, Seigerungserscheinungen bei Legierungen usw. Einige neuere Arbeiten, die sich mit diesen Fragen beschäftigen, mögen hier kurz erwähnt werden:

O. Bauer und G. Sachs[1] wiesen nach, daß ein großes Temperaturgefälle zwischen Innen- und Außenteilen des Gußblocks während der Erstarrung bei Kupfer ein strahliges Gefüge bewirkt, während es bei weniger schroffer Abkühlung gelingt, feine Kristalle zu erzielen. — Material mit strahligem Gefüge wird bei der Weiterverarbeitung leicht rissig. — Die Verfasser schlagen deshalb vor, die Abkühlung des Gußmaterials nicht allzu schnell vorzunehmen. Eine Arbeit von P. Siebe und L. Katterbach[2] behandelt Gefügeaufbau und Oberflächenbeschaffenheit von gegossenem Kupfer. Die Verfasser untersuchten den Einfluß der Kokillen- und Gießtemperatur sowie der Gießgeschwindigkeit. Bei ganz niedriger und bei sehr hoher Kokillentemperatur wurden grobe Nadeln erhalten, während mittlere Kokillentemperaturen feine Kristalle entstehen ließen. Geringe Gießgeschwindigkeit hatte dieselbe Wirkung, bei sehr schnellem Gießen wurde wieder grobes Gefüge erzielt. Ähnlich wirkte eine Veränderung der Gießtemperatur. Je höher diese, um so größer waren die Kristalle. Die Verfasser suchten dann nach einer Erklärung für die in ein und demselben Block häufig auftretenden Zonen verschiedener Korngröße. Sie kamen zu dem Schluß, daß die sich unmittelbar nach dem Guß schnell ändernde Kokillentemperatur verantwortlich für die verschiedenen Kristallgebiete sei. Die zuerst erstarrte Außenschicht der Schmelze wirkt für das noch flüssige Metall wie eine auf hohe Temperaturen vorgewärmte Gußform. Auch die Verfasser dieser Arbeit kommen schließlich zu dem Ergebnis, daß ein einseitiger schroffer Temperaturabfall eine nadelartige Ausbildung der Kristalle begünstigt. Sie haben ferner für Kupfer einen Zusammenhang zwischen Gasgehalt (Sauerstoffgehalt), Oberflächenbeschaffenheit und Gefüge des Materials festgestellt. Ist der Sauerstoffgehalt des Kupfers größer als 0,2%, so bleibt die Oberfläche fast faltenlos. Bei etwa 0,2% Sauerstoff treten gröbere Falten auf, die mit der infolge des Polens zunehmenden Reinheit des Metalls wieder feiner werden. Schließlich ist die gesamte Oberfläche von feinen, aber kurzen Narben bedeckt. Gleichzeitig mit dem Oberflächenaussehen ändert sich auch das Gefüge des Gußblocks. Grobe Falten entsprechen grobstrahligen Kristallen; Blöcke mit glatter Gußhaut haben dagegen feines Gefüge.

Frhr. von Göler und G. Sachs[1] haben den Einfluß verschieden geformter Kokillen auf das Gefüge von Zink untersucht. Sie erzielten bei niedrigen Gießtemperaturen ein feines Gefüge. Zink, das bei 600° vergossen worden war, zeigte nur im Kern kleine Kristalle. Bei mittleren Gießtemperaturen wurden strahlige Kristalle beobachtet. Auch bei Gußformen, deren Querschnitt ein- oder ausspringende Ecken aufwies, zeigte sich, daß die Zinkkristalle ebenso wie bei quadratischer, rechteckiger oder runder Kokille stets senkrecht zu den Wandungen nach der Mitte zu wuchsen.

E. Seidl und E. Schiebold[2] versuchen eine Erklärung für die verschiedenen, im Gußkupfer auftretenden Kristallzonen zu geben; bereits während des Gießvorganges entstehen Kristalle, sobald das Metall durch die Berührung mit den Seitenwänden und dem Boden der Kokille zu erstarren beginnt. Die Kristallisation im Gußstück wird jedoch erst beendet, wenn die ganze Form mit dem flüssigen Metall gefüllt ist. Die Kristalle wachsen von den Wandungen der Gußform aus. Außerdem tritt auch am Blockkopf durch die Luft eine Abschreckwirkung ein, die jedoch weit schwächer als die der Kokillenwände ist. Die von der Oberseite des Blockes ausgehenden Kristalle erreichen deshalb auch nicht die

[1] O. Bauer, G. Sachs: Die Bedeutung des Gußgefüges für die Eigenschaften von Kupfer. Metall Erz 24, S. 154 u. 289 (1927).

[2] P. Siebe, L. Katterbach: Über Gefügeaufbau und Oberflächenbildung bei gegossenem Kupfer. Z. Metallkunde 19, S. 177 (1927).

[1] Frhr. v. Göler u. G. Sachs: Zur Entstehung des Gußgefüges. Z. V. d. I. 71, S. 1353 (1927).

[2] E. Seidl, E. Schiebold: Das Verhalten von Industriekupfer bei der Beanspruchung. Z. Metallkunde 18, S. 241, 315, 345 (1926).

Digitized by Google

Größe derjenigen, die von den Seitenwänden aus gewachsen sind. Die Verfasser sind ferner der Ansicht, daß der Gasgehalt und die damit zusammenhängende Veränderung der Viskosität der Schmelze einen weitgehenden Einfluß auf die Gefügeausbildung der Blöcke ausüben.

Zu erwähnen ist ferner das Buch von A. W. und H. Brearley[1]. Die Verfasser haben die Verhältnisse beim Gießen an Paraffinmodellen studiert. Auch bei Paraffin erhält man, je nach den Abkühlungsbedingungen, eine große Anzahl kleiner Kristalle oder mehr oder weniger gut entwickelte grobe Kristallnadeln. Die bei diesen Versuchen gewonnenen Erfahrungen konnten für das Gießen von Stahl verwandt werden. F. Beitter[2] hat den Einfluß der Gießtemperatur und der Gießgeschwindigkeit bei Stahl untersucht. Er weist auf die Wichtigkeit einer Übereinstimmung der Gießgeschwindigkeit mit der Temperatur der Schmelze hin. Nur wenn der Block mit der seiner Gießtemperatur entsprechenden günstigsten Geschwindigkeit gegossen wird, ist es möglich, fehlerfreien Stahl zu erhalten.

Den Einfluß der Kokille und der Desoxydation auf die Kristallisation behandelt eine Arbeit von F. Badenheuer[3]. Er fand, daß die Zone der nadeligen Kristalle mit der Vergrößerung der Kokillenwandstärke zunahm. Durch Verwendung konischer Kokillen gelang es ihm, den sekundären Lunker zu vermeiden. Interessant ist, daß der Verfasser trotz der Veränderung der Kokillenwandstärke im Innern aller Blöcke feine Kristalle vorfand. Je mehr Desoxydationsmittel vor dem Gießen dem Stahl zugesetzt wurden, um so geringer war die Menge der feinen Kristalle. Die Blöcke zeigten in den Teilen mit nadeligen Kristallen normale Seigerung, während in dem fein erstarrten Innern umgekehrte Seigerung[4] beobachtet werden konnte. Den Wärmeausgleich zwischen Block und Kokillenwandung hat B. Matuschka[5] bei Stahl untersucht. Er vergoß Stahlblöcke im Gewicht von 340 kg in einer runden Kokille mit 250 mm lichter Weite und 85 mm Wandstärke. In der Kokille waren, 5 und 80 mm von der Schmelze entfernt, Thermoelemente angebracht. Die Kokillentemperatur stieg sehr rasch an. Als Höchsttemperatur wurden 30 Minuten nach dem Gießen etwa 650° gemessen. Wesentlich niedrigere Temperaturen zeigte das in 80 mm Entfernung von der Schmelze angebrachte Thermoelement. Hier blieb die Temperatur zunächst unverändert und stieg dann ganz allmählich auf 450° an. Die Temperaturkurve der Kokilleninnenwand zeigt in ihrem Verlauf kurz nach dem Gießen eine gewisse Störung, die der Verfasser mit dem Abheben des Blockes von der Gußform erklärt. Dieses mehr oder weniger frühe Abheben der erstarrten Schmelze von der Kokille bewirkt nach Ansicht des Verfassers verschiedenes Gefüge. Bei den schwerschmelzbaren Stahlsorten zeigten die Blöcke, die sich frühzeitig von der Kokillenwand losgelöst hatten, feines Gefüge, diejenigen, bei denen dies später eintrat, dagegen gröbere Kristalle. Bei Legierungen mit niedrigem Schmelzpunkt war es jedoch umgekehrt.

W. Rohn[1] berichtete, daß beim Gießen von Metallen mit hohem Schmelzpunkt im Vakuum dadurch Schwierigkeiten entstanden, daß sich das Metall mit der eisernen Gußform legierte. Auch durch eine Vergrößerung des Kokillenvolumens auf ein Vielfaches der Schmelzen konnte dieser Übelstand nicht beseitigt werden. Der Verfasser sieht die Ursache für dieses Anschmelzen in der zu geringen Wärmeleitfähigkeit des Eisens. Infolge des hohen Schmelzpunktes der Metalle Nickel und Eisen sowie ihrer Legierungen wird während des Gießens der Kokille eine so große Wärmemenge zugeführt, daß das Kokillenmaterial sie nicht rasch genug abführen kann. So treten örtliche sehr starke Erhitzungen in der Gußform auf, die zu einem Anschmelzen und damit zu fehlerhaften Güssen führen; außerdem wird hierdurch auch die Lebensdauer der Kokille erheblich verkürzt. Versuche zeigten, daß es wohl möglich ist, ein Stahlrohr von 3 mm Wandstärke und einer lichten Weite von 20 mm mit einem Schneidbrenner mühelos zu schneiden, auch wenn durch das Rohr ein kräftiger Kühlwasserstrom fließt. Bei einem Kupferrohr mit einem Innendurchmesser von 150 mm, das ebenso wie das Eisenrohr gut gekühlt wurde, war ein Zerschneiden durch Schneidbrenner nicht möglich. Es gelang nur bei einer 12 und 16 mm starken Kupferwandung, das Metall einer dünnen Zinnschutzschicht auf dem Kupfer örtlich zum Schmelzen zu bringen. Der Verfasser schloß aus diesen Versuchen, daß die Wärmeleitfähigkeit[2] des Kokillenmaterials auch bei wassergekühlten Gußformen von großer Wichtigkeit ist. Durch Verwendung einer dünnwandigen, gut von Wasser umspülten Kupferkokille konnten auch beim Gießen im Vakuum fehlerfreie Blöcke selbst bei Schmelztemperaturen von 1600—1700° erzielt werden. Durch die intensive Kühlung der dünnwandigen Kupferkokille wurde auch eine Beschädigung der Gußform völlig vermieden. Da sich der Block außerdem schon kurz nach dem Gießen von den Wänden der Form ablösen, läßt er sich noch heiß aus der Kokille entfernen; seine Gießwärme kann also ebenso wie bei den nach anderen Verfahren gegossenen Blöcken für das anschließende Walzen nutzbar gemacht werden.

Schon aus diesen kurzen Literaturangaben erkennt man, wie verschieden noch die Ansichten über diese an sich so einfach scheinenden Vorgänge bei der Erstarrung sind. Die nachfolgend beschriebenen Versuchsreihen sind als weiterer Beitrag zur Klärung obiger Fragen gedacht.

---

[1] A. W. u. H. Brearley: Ingots and Ingots moulds. Deutsche Bearbeitung von F. Rapatz. Berlin: Julius Springer 1926.

[2] F. Beitter: Über Gießtemperatur und Gießgeschwindigkeit. Stahleisen 48, S. 577 (1928).

[3] F. Badenheuer: Der Einfluß der Kokille und der Desoxydation auf die Kristallisation ruhig erstarrender Blöcke. Stahleisen 48, S. 713 u. 762 (1928).

[4] Über „umgekehrte Seigerung" siehe O. Bauer u. H. Arndt: Mitt. Materialprüfungsamt 1922, H. 6, S. 316.

[5] B. Matuschka: Über den Wärmeausgleich zwischen Block- und Kokillenwandung. Arch. Eisenhüttenwesen 2, S. 405 (1928/29).

[1] W. Rohn: Wassergekühlte Kokillen. Z. Metallkunde 19, S. 473 (1927).

[2] Die Wärmeleitfähigkeit des Eisens ist K = 0,1436, die des Kupfers K = 0,8915.

Digitized by Google

B. Einfluß der Gießtemperatur beim Gießen von Zink auf Lunkerneigung und Gefüge bei Verwendung einer starkwandigen Stahlkokille.

Als Ausgangsmaterial für unsere Versuche diente Raffinadezink[1] folgender durchschnittlicher Zusammensetzung:

Blei	1,12%
Kadmium	0,11%
Eisen	0,03%
Kupfer	0,002%
Zink	Rest

Zinn, Arsen, Antimon und Wismut waren nicht vorhanden.

Als Schmelzofen diente ein einfacher, zylindrischer, mit Koks geheizter Tiegelofen. Die verwendeten Graphittiegel hatten 1,5 l Fassungsraum.

Die Gußform hatte die in Abb. 1 angegebenen Abmessungen; sie bestand aus Stahlplatten, die mit Zwingen zusammengehalten wurden. In den Seitenwänden und in der Bodenplatte befanden sich Bohrungen zur Einführung von Thermoelementen. Gegossen wurden 7 kg-Blöcke von 80×80 mm Querschnitt und etwa 160 mm Höhe.

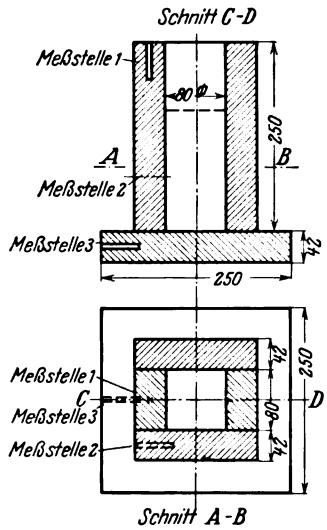


Abb. 1. Abmessungen der starkwandigen Stahlkokille und Lage der Meßstellen.

Nachdem das Metall eingeschmolzen war, wurde der Tiegel aus dem Ofen herausgenommen. Die Schmelze kühlte außerhalb des Ofens ab, bis die verlangte Gießtemperatur, die mit Silber-Konstantan-Thermoelementen gemessen wurde, erreicht war. Die Gießgeschwindigkeit wurde nicht besonders geregelt; es wurde jedoch darauf geachtet, daß alle Blöcke in derselben Zeit vergossen wurden. Zunächst wurden 6 Blöcke mit verschieden hoher Gießtemperatur gegossen. Die Kokillentemperatur vor dem Gießen betrug bei allen Blöcken 20°. Sie stieg nach dem Gießen bei den Blöcken mit niedriger Gießtemperatur in 15 Minuten auf etwa 80°. Beim Block 6, der bei 600° gegossen wurde, erwärmte sich die Kokille schon nach 8 Minuten auf 100°, um dann wieder langsam abzukühlen.

a) Lunkerbildung.

Nach dem völligen Erkalten wurden die Blöcke in ihrer Längsrichtung durchgesägt. Eine der beiden Hälften wurde gehobelt und geschliffen. Da die Schliffflächen immer durch die Mittelebene des Blockes gelegt wurden, gelang es, durch diesen Schnitt die größte Ausdehnung des Lunkers sichtbar zu machen. Um ein Vergleichsmaß für die Lunkergröße zu bekommen, das unabhängig von der infolge der verschiedenen Lunkerausbildung immer etwas schwankenden Blockhöhe ist, wurde für jeden Block errechnet, wieviel Prozente seiner Höhe lunkerfrei waren. Außerdem wurde die Lunkerfläche in der Schliffebene ausgemessen. Die gefundenen Werte sind zusammen mit den Gießtemperaturen der einzelnen Blöcke in Zahlentafel 1 zusammengestellt und in den Abb. 2 und 3 in Abhängigkeit von der Gießtemperatur graphisch aufgetragen.

Zahlentafel 1.

Blockbezeichnung	Gießtemperatur in °C	Blockhöhe H in mm	Lunkerfreie Höhe h in mm	$\frac{h \cdot 100}{H}$ in %	Lunkerfläche in cm²
1	420	168	114	68	12,6
2	430	169	129	76	8,0
3	455	162	135	83	6,5
4	480	156	129	82	5,2
5	540	159	122	77	8,4
6	600	158	121	76	8,9

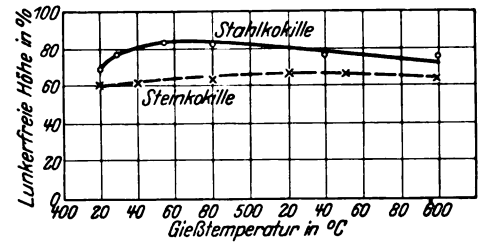


Abb. 2. Abhängigkeit der lunkerfreien Höhe von der Gießtemperatur bei Verwendung einer starkwandigen Stahl- und einer ebensolchen Steinkokille.

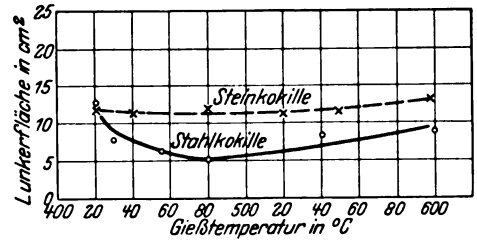


Abb. 3. Abhängigkeit der Lunkerfläche von der Gießtemperatur bei Verwendung einer starkwandigen Stahl- und einer ebensolchen Steinkokille.

Aus den Kurven erkennt man, daß die Lunkerfläche zunächst mit zunehmender Gießtemperatur abnimmt — das Minimum liegt bei 480° —, um bei höheren Gießtemperaturen wieder größer zu werden. Den tiefsten und größten Lunker hat der Block 1, der bei 420°, also dicht über dem Erstarrungspunkt des Zinks, gegossen wurde; ein zweiter Block, der zur Kontrolle bei derselben Temperatur gegossen war, zeigte ein ganz ähnliches Ergebnis. Als Erklärung für den Verlauf der Kurven kann vielleicht folgendes dienen: Je höher die Gießtemperatur, um so größer ist das Volumen des flüssigen Metalls in der Kokille, um so mehr zieht sich das flüssige Metall mit fortschreitender Abkühlung zusammen. Das würde also auf eine Vergrößerung des Lunkers mit steigender Gießtemperatur hindeuten.

Andererseits bildet sich bei niedriger Gießtemperatur (Block 1 bei 420° vergossen) unmittelbar nach dem Eingießen durch Berührung mit den kalten Kokillenwandungen eine starke Kruste, die nun wie eine zweite Gußform in der Kokille wirkt. Das noch flüssige Restmetall kann beim Erstarren und Schwinden das ursprüngliche Volumen des Blockes nicht mehr ausfüllen,

[1] Das Zink war uns in liebenswürdiger Weise vom Zinkwalzwerksverband zur Verfügung gestellt. Es sei uns gestattet, auch an dieser Stelle hierfür zu danken.

Digitized by Google

und es entsteht ein großer Lunker. Mit steigender Gießtemperatur wird die Kruste geringer, es kann mehr Metall vom Blockkopf nach unten fließen, der Schwindungshohlraum wird also zunächst kleiner. Von einer bestimmten Temperatur an wird der Einfluß der Schwindung schließlich so groß, daß der entstehende Hohlraum nicht mehr durch den Zufluß noch flüssigen Metalls ausgeglichen werden kann; der Lunker wird wieder größer.

Es besteht also ein ursächlicher Zusammenhang zwischen Schwindungshohlraum, Gießtemperatur und der durch das Kokillenmaterial und die Kokillenwandstärke bedingten Abkühlungsverhältnisse.

Starkwandige Stahlkokille.

Abb. 4. Block 1. Gießtemperatur 420°. $v = \frac{3}{4}$.

Im Block 2 (bei 430° gegossen) war feinkörniges Gefüge nur noch im unteren Blockteile, der durch die Bodenpyramide gebildet wird, vorhanden. Die einzelnen Kristalle sind jedoch größer als die des Blockes 1. Im übrigen besteht der Block 2 nur aus Kristallnadeln, die wieder vom Rande nach der Mitte zu senkrecht zu den Kokillenwänden aufgewachsen sind. Bei den übrigen Blöcken (3—6) fehlt das feine Gefüge vollständig, wie z. B. Abb. 5 (Block 3) zeigt. Das Schliffbild läßt nur nadelförmige Kristalle erkennen, deren Größe mit steigender Gießtemperatur zunimmt. Sie treffen sich in einer mehr oder weniger stark ausgeprägten Linie in der

Starkwandige Stahlkokille.

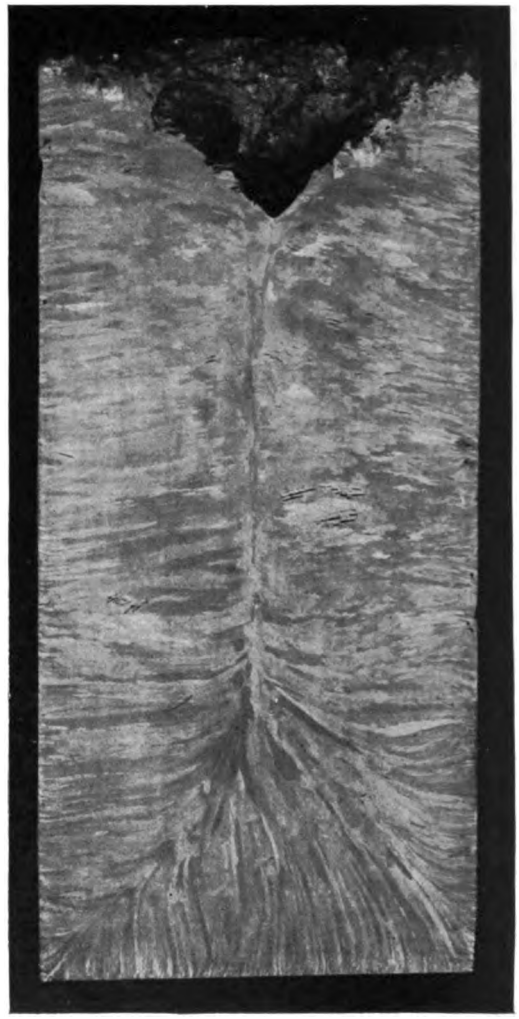


Abb. 5. Block 3. Gießtemperatur 455°. $v = \frac{3}{4}$.

b) Gefügeausbildung.

Von allen 6 Blöcken wurden Längsschliffe angefertigt und mit Salzsäure geätzt. Abb. 4 zeigt das Bild des bei 420° gegossenen Blockes 1. Der größte Teil der Schliffläche zeigt feinkristallines Gefüge. Nur am Blockkopf, in der Nähe des Lunkers, ist eine Zone mit groben, meist senkrecht zu den 4 Kokillenseitenwänden aufgewachsenen Kristallen erkennbar. Für den unteren Blockteil kommt als 5. Fläche noch die Bodenplatte hinzu. Die von diesen 5 Platten aus aufgewachsenen Kristalle treffen sich in den Seitenflächen einer vierseitigen Pyramide, der Bodenpyramide. Das feinste Korn findet man im Blockfuß, in dem durch die Bodenpyramide gebildeten Raum. Mitte des Blockes. Auffallend waren bei allen Blöcken die in den Abb. 4 und 5 undeutlich erkennbaren kleinen Risse, auf den groben vom Rande nach der Mitte gewachsenen Kristallen; sie rühren vom Abhobeln der Schnittfläche her, wir kommen auf sie noch zurück.

c) Zusammenfassung.

Bei Verwendung einer starkwandigen Stahlkokille wies der bei 420°, der niedrigsten Gießtemperatur, gegossene Block den größten Lunker auf; mit zunehmender Gießhitze wurde der Hohlraum zunächst geringer, um von einer mittleren Gießtemperatur wieder an Größe zuzunehmen.

Digitized by Google

Der eigenartige Verlauf der Lunkerkurven ist wohl darin begründet, daß bei der Lunkerbildung mehrere Faktoren eine Rolle spielen, deren Einfluß sich mit der Gießtemperatur ändert. Je höher die Temperatur der Schmelze, um so größer ist das Volumen. Je höher also die Gießtemperatur, um so stärker muß sich das Metall bei der Abkühlung bis auf die Raumtemperatur zusammenziehen. Mit der Erhöhung der Badtemperatur steigt aber auch die Dünnflüssigkeit des Metalls. Die Größe des Blockes ist festgelegt, sobald das Metall bei der Berührung mit den Wänden der Gußform zu erstarren beginnt. War die Gießtemperatur niedrig, so wird sich unmittelbar nach dem Eingießen an den Kokillenwandungen eine starke Kruste von erstarrtem Metall bilden. Innerhalb dieser Kruste befindet sich nur noch wenig flüssiges Metall, welches die infolge der Schwindung im Innern sich bildenden Hohlräume nicht mehr auszufüllen vermag. So kann trotz der an sich geringeren Schwindung des bei niedriger Temperatur gegossenen Blockes ein tiefer Lunker entstehen. Je höher die Gießtemperatur, um so schwächer ist zunächst die Kruste von erstarrtem Metall an den Innenwänden der Gußform. Die Menge des flüssigen Metalls, die die Schwindungshohlräume im Innern auszufüllen vermag, nimmt zu, der Lunker wird dadurch kleiner. Bei weiterer Erhöhung der Gießtemperatur wächst die Schwindung jedoch stärker als die Menge des zur Ausfüllung der Hohlräume zur Verfügung stehenden flüssigen Metalls. Der Lunker wird wieder größer.

Das Gefüge ist bei Block 1 (Abb. 4), der bei 420° gegossen wurde, im größten Teil des Schliffbildes feinkristallin. Block 2 (Gießtemperatur 430°) zeigt nur noch im Fußteil feines Korn. Die übrigen Blöcke (s. z. B. Abb. 5, Block 3) haben nur noch grobe nadelige Kristalle, deren Größe mit der Höhe der Gießtemperatur zunimmt. Interessant sind die nadelförmigen Randkristalle, die bei Block 1 nur sehr klein, aber bei Block 3 schon deutlich erkennbar sind. Ihre Länge nimmt mit der Gießtemperatur noch weiter zu. Solche Randnadeln entstehen, wenn das heiße Metall mit den kalten Kokillenwänden in Berührung kommt. Von der Zone der Randnadeln ausgehend, haben sich dann andere langgestreckte Kristalle entwickelt, die in der Richtung des Temperaturgefälles (senkrecht zu den Kokillenwandungen) orientiert sind.

C. Einfluß der Gießtemperatur beim Gießen von Zink auf Lunkerneigung und Gefüge bei Verwendung einer starkwandigen Steinkokille.

Durch eine zweite Versuchsreihe sollte festgestellt werden, wie sich die Veränderung der Gießtemperatur bei Verwendung einer Steinkokille auf Lunker und Gefüge von Zinkguß auswirkt. Aus Schamottesteinen wurde eine Gußform zusammengesetzt, die ähnliche Abmessungen wie die bei den früheren Versuchen verwandte eiserne hatte. Auch dieses Mal wurden Blöcke mit einem Querschnitt von 80×80 mm und einem Gewicht von 7 kg gegossen. Während jedoch die Stahlkokille mit ihren gehobelten Flächen nach dem Zusammenpressen mit einer Schraubzwinge ohne weiteres dicht war, mußten hier alle Fugen sorgfältig mit Kaolin ausgeschmiert werden, um ein Ausfließen von Metall zu verhindern. Außerdem erwies sich ein Beschweren der Kokillenwände mit Eisenplatten als notwendig, da sonst Zink zwischen Seitenwänden und Bodenplatte hindurchtrat. Die mit der Steinkokille erhaltenen Blöcke unterschieden sich schon äußerlich von denen der ersten Versuchsreihe. Während diese fast immer glatt waren, wies die Oberfläche der in der Steinkokille gegossenen Blöcke zahlreiche Riefen auf.

a) Lunkerbildung.

Zahlentafel 2 enthält die Versuchswerte dieser Schmelzreihe.

Zahlentafel 2.

Blockbezeichnung	Gießtemperatur in °C	Blockhöhe H in mm	Lunkerfreie Höhe h in mm	$\frac{h \cdot 100}{H}$ in %	Lunkerfläche in cm²
7	420	156	94	60	11,7
8	440	160	98	61	11,1
9a	480	157	102	65	10,4
9b		152	91	60	12,9
10a	520	159	110	69	10,0
10b		158	104	66	12,0
11a	550	151	104	69	7,5
11b		152	90	60	12,2
12	595	156	99	63	12,8

In den Abb. 2 und 3 sind die Werte für „lunkerfreie Höhe" und „Lunkerfläche" auch für die in der Steinkokille gegossenen Blöcke graphisch aufgetragen. Die Kurvenzüge weisen bei einer Gießtemperatur von 520° einen, wenn auch nur wenig ausgeprägten Wendepunkt auf. Im allgemeinen ist der Lunker bei allen Gießhitzen größer als bei den in der Stahlkokille gegossenen Blöcken. Die Schwankungen zwischen den Werten der lunkerfreien Höhe einiger Blöcke mit gleicher Gießtemperatur sind wohl mit der mehr oder weniger geschlossenen Form des Lunkers zu erklären. Je mehr die Lunkerhöhlung von der Außenluft abgeschlossen ist, um so tiefer zieht sich der Lunker in das gesunde Material hinein.

b) Gefügeausbildung.

Beim Vergleich der Schlifflächen der ersten Schmelzreihe mit denen dieser Reihe erkennt man wesentliche Unterschiede. Block 7, der bei 420° gegossen war, zeigte zwar in seinem unteren Teile ebenfalls feines Gefüge (s. Abb. 6), die feinen Randnadeln, die der Block 1 hatte, fehlen jedoch hier. An ihre Stelle sind kleine körnige Kristalle getreten. Die Steinkokille hat ein viel geringeres Wärmeleitvermögen als die eiserne Gußform. Infolgedessen tritt an den Berührungsflächen zwischen Metall und Form eine Wärmestauung ein. Die innerste Schicht der Steine wird sich sehr stark erwärmen. Dadurch entstehen ganz andere Kristallisationsbedingungen als bei den Blöcken, die mit der Stahlkokille erhalten waren. Es ist nicht mehr das starke Wärmegefälle vorhanden, das die Nadelbildung begünstigt, sondern es entsteht zunächst eine große Zahl von kleinen Kristallen, die jedoch keine ausgesprochene Orientierung haben. Auf dieser Randzone sind dann wieder gröbere, nadelartige Kristalle gewachsen, die am unteren Ende des Schliffes, oberhalb des feinen Gefüges, die bekannte

Digitized by Google

Dreiecksfigur (im Block also eine vierseitige Pyramide) bilden. Bei den Blöcken mit höherer Gießtemperatur verschwindet das feinkörnige Randgefüge vollständig, es treten nur noch breite, bandartige Kristalle auf, die nicht wie die Nadeln der 1. Schmelzreihe, einer Mittellinie, sondern einem Punkte, der Lunkerspitze, zuzustreben scheinen. Abb. 7 zeigt das Bild des bei 480° gegossenen Blockes 9a. Alle anderen Blöcke weisen den gleichen Gefügeaufbau auf, auf die Wiedergabe der Lichtbilder kann daher verzichtet werden.

Starkwandige Steinkokille.

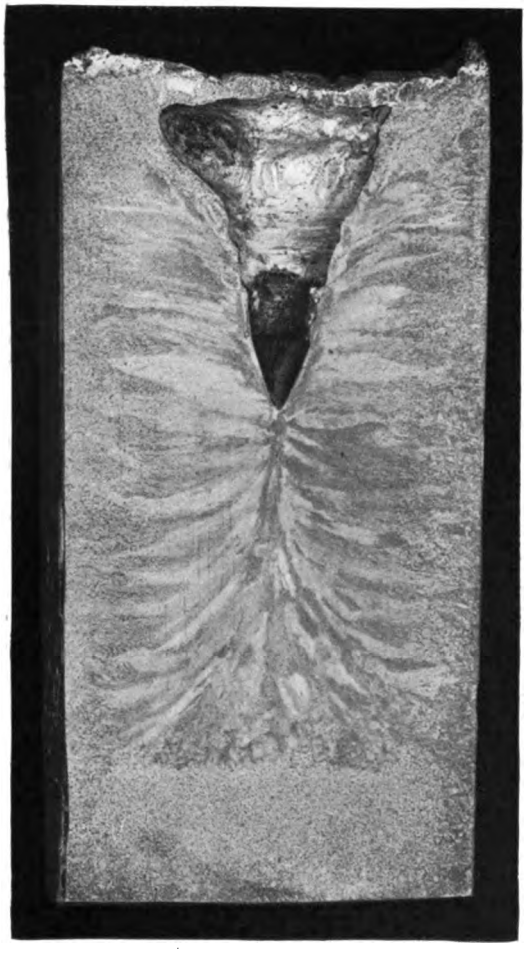


Abb. 6. Block 7. Gießtemperatur 420°. $v = {}^3/_4$.

Starkwandige Steinkokille.

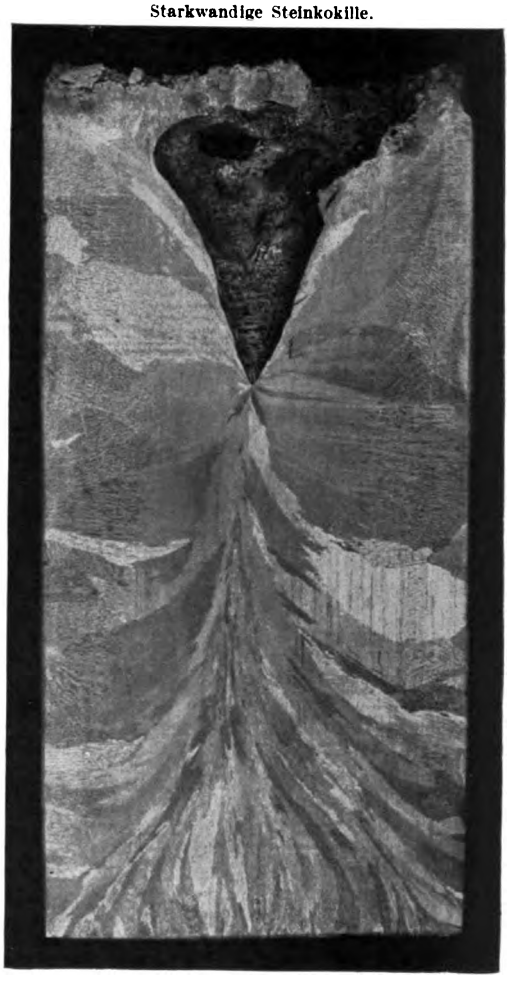


Abb. 7. Block 9a. Gießtemperatur 480°. $v = {}^3/_4$.

c) Temperaturverlauf in der Kokillenwand.

In dem Schaubild, Abb. 8, sind die Temperaturen der Kokillenwände sowohl für die Stahlkokille wie auch für die Gußform aus Stein nach dem Gießen eines 7 kg-Blockes bei 425° in Abhängigkeit von der Zeit aufgetragen. Die Lage der Meßstellen geht aus der Skizze (Abb. 1) hervor. Bei der Stahlkokille war schon 15 Minuten nach dem Gießen die Höchsttemperatur, 70°, erreicht. Die Steinkokille wurde an der entsprechenden Stelle viel wärmer. Sie erreichte ihre Höchsttemperatur von 128° jedoch erst 35 Minuten nach dem Gießen. Bei der Stahlkokille betrug der Temperaturunterschied zwischen den 3 Meßstellen $^1/_2$ Stunde nach dem Gießen weniger als 20°, bei der Steinkokille dagegen etwa 80°. Während bei der ersteren die im flüssigen Metall vorhandene Wärme anscheinend von dem gesamten Kokillenvolumen aufgenommen wird, ist bei der Gußform aus Stein nur ein Bruchteil dieses Volumens an der Wärmeaufnahme beteiligt. Dieser erwärmt sich dann

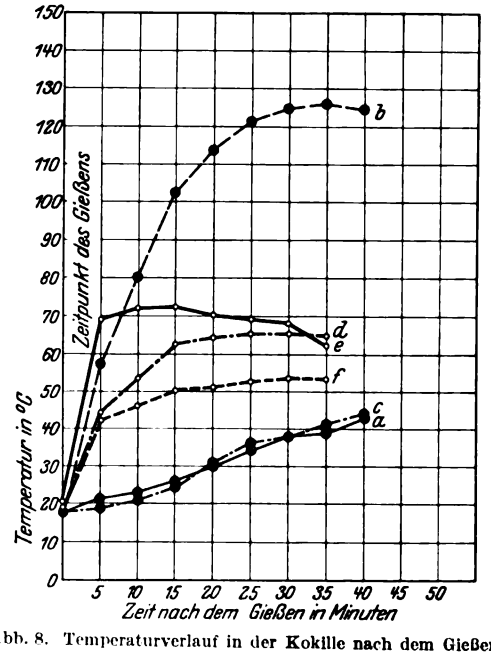


Abb. 8. Temperaturverlauf in der Kokille nach dem Gießen.

a	Meßstelle 1, Seitenwand	oben	Steinkokille.
b	„ 2, „	unten	
c	„ 3, Bodenplatte		
d	„ 1, Seitenwand	oben	Stahlkokille.
e	„ 2, „	unten	
f	„ 3, Bodenplatte		

Digitized by Google

aber auch weit stärker als die Stahlkokille. Die Lötstellen der Thermoelemente waren etwa 20 mm von den Innenseiten der Gußformen entfernt. Es ist anzunehmen, daß die Temperaturen in den den Block unmittelbar berührenden Teilen auch bei der Stahlkokille weit höher als in Abb. 8 angegeben sind, da den Innenwänden der Gußform durch die heiße Schmelze unmittelbar nach dem Einguß mehr Wärme zugeführt wird, als sie, trotz der guten Leitfähigkeit des Stahls, nach den äußeren Zonen ableiten können. Bei der Steinkokille ist diese Wärmeableitung noch erheblich geringer. Die Temperatur wird deshalb auch wesentlich höher steigen als bei der Gußform aus Stahl. Dadurch wird auch das Wärmegefälle im Augenblick des Erstarrens anders, was sich wieder in einer anderen Ausbildung des Randgefüges auswirkt.

d) Zusammenfassung.

Die Zahlenwerte für lunkerfreie Höhe und Lunkerfläche sind bei den in der Steinkokille gegossenen Blöcken ungünstiger als bei den Blöcken, die in der Stahlkokille erhalten waren. Die Unterschiede zwischen den bei niedriger Temperatur gegossenen Schmelzen und den bei hoher Gießtemperatur erhaltenen Blöcken sind in der Steinkokille hinsichtlich der Lunkerausbildung nur ziemlich gering.

Das Schliffbild des in der Steinkokille bei 420° gegossenen Blockes 7 zeigt im unteren Teile und am Rande körnige, in der Mitte dagegen langgestreckte Kristalle. Die übrigen Blöcke bestehen nur aus langgestreckten, mit zunehmender Gießtemperatur breiter werdenden Kristallen, die jetzt aber nicht wie bei den Blöcken der 1. Versuchsreihe der Mittellinie, sondern der Lunkerspitze zustreben. Die Kristalle erscheinen aus ihrer ursprünglichen Wachsrichtung (senkrecht zu den Kokillenwänden) im Blockkopf nach unten, im unteren Teil des Blockes nach oben abgelenkt. Der Grund hierfür ist darin zu suchen, daß die Abkühlungsverhältnisse bei der Steinkokille ganz andere als bei der Stahlkokille sind.

D. Einfluß der Kokillentemperatur beim Gießen von Zink auf Lunkerneigung und Gefüge bei Verwendung einer starkwandigen Stahlkokille.

Durch diese Versuchsreihe sollte festgestellt werden, welchen Einfluß eine Vorwärmung der Gußform ausübt. Um die in Abb. 1 wiedergegebene Stahlkokille wurde aus Chamotteringen ein Ofen gebaut, der mit einem Gasgebläsebrenner auf die gewünschte Temperatur erwärmt wurde. Gegossen wurden alle Blöcke dieser Reihe bei derselben Temperatur (425°). Die Kokillentemperaturen lagen zwischen 20 und 410°. Unmittelbar nach dem Gießen wurde der Ofen auseinandergenommen, um die Abkühlung nicht allzusehr zu verzögern.

a) Lunkerbildung.

Zahlentafel 3 enthält die Versuchswerte dieser Reihe.

In Abb. 9 und 10 sind die Werte für die „lunkerfreie Höhe“ und die „Lunkerfläche“ graphisch aufgetragen. Durch die sich hierbei ergebenden Punkte lassen sich gerade Linien legen. Der höchsten Kokillentemperatur entspricht die geringste lunkerfreie Höhe und die größte

Zahlentafel 3.

Blockbezeichnung	Gießtemperatur in °C	Kokillentemperatur in °C	Blockhöhe H in mm	Lunkerfreie Höhe h in mm	$\frac{h \cdot 100}{H}$ in %	Lunkerfläche in cm²
13	425	20	148	109	74	9,6
14	425	83	145	106	73	10,4
15	425	120	158	114	72	11,4
16	425	173	153	108	70	11,5
17	425	220	162	106	65	13,4
18	425	265	155	99	64	13,9
19	425	319	152	96	63	13,5
20	425	380	153	87	57	15,0
21	425	410	146	78	54	14,9

Lunkerfläche. Da die Gießtemperatur bei allen Blöcken die gleiche war und die Kokillentemperaturen immer unterhalb dieser Temperatur lagen, wurde nur die Abkühlung des Zinks durch die Kokillenvorwärmung beeinflußt. Dementsprechend verlaufen auch die Kurven

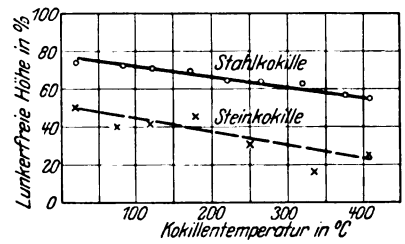


Abb. 9. Abhängigkeit der lunkerfreien Höhe von der Kokillentemperatur bei Verwendung einer starkwandigen Stahl- und einer ebensolchen Steinkokille.

jetzt geradlinig ohne Störungen, wie sie bei der graphischen Darstellung der Ergebnisse der Schmelzreihen mit verschieden hoher Gießtemperatur zu erkennen sind.

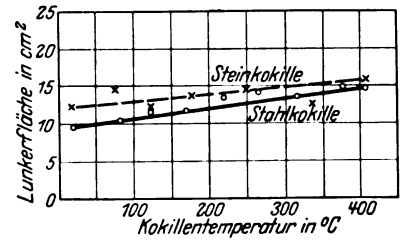


Abb. 10. Abhängigkeit der Lunkerfläche von der Kokillentemperatur bei Verwendung einer starkwandigen Stahl- und einer ebensolchen Steinkokille.

Der Vergleich der Werte der Zahlentafel 3 mit denen der Zahlentafel 1 zeigt, daß eine Vorwärmung der Kokille größere Lunker hervorruft als eine Erhöhung der Gießtemperatur.

b) Gefügeausbildung.

Die Schliffbilder der Blöcke zeigen wieder die kleinen Randnadeln, auf die weiter nach dem Innern zu langgestreckte Kristalle aufgewachsen sind, die senkrecht zu den Kokillenwänden der Blockmitte zustreben. Im Fuß des Blockes 19 fanden sich außer den Nadeln auch kleine, nach keiner Richtung hin besonders orientierte Kristalle. Block 20, mit der Kokillentemperatur von 380° (Abb. 11), zeigt in einem schmalen Streifen am Boden nur dieses feinkörnige Gefüge. Bei der höheren Kokillentemperatur von 410° sind, wie das Schliffbild des Blockes 21 (Abb. 12) erkennen läßt, diese kleinen rundlichen Kristalle völlig verschwunden und an ihre Stelle wieder nadelartige getreten.

Digitized by Google

Allen diesen Blöcken gemeinsam sind die strahligen Kristalle, die senkrecht zu den Kokillenwänden aufgewachsen sind und von dieser Richtung nur selten etwas abweichen. Die Größe der Kristalle nimmt mit steigender Kokillentemperatur zu, und bei den hohen Temperaturen ist, wie aus Abb. 11 (Block 20) und Abb. 12 (Block 21) hervorgeht, die Breite der Kristalle schon beträchtlich. Der Vergleich des Gefüges dieser Blöcke mit denen der ersten Versuchsreihe, die in eine kalte Gußform gegossen waren, zeigt, daß die Kristalle größer und breiter geworden sind; sie reichen meist von der Außenseite des Blockes bis zur Mitte. Eine Vorwärmung der Kokille fördert also das Wachstum der Kristalle mehr als eine Erhöhung der Gießtemperatur. Jedoch waren die Kristalle der bei hoher Temperatur in die Steinkokille gegossenen Blöcke gröber. Schon der Block 9a (Abb. 7) mit einer Gießtemperatur von 480° zeigt erheblich breitere Kristallbänder.

Vorgewärmte Stahlkokille.

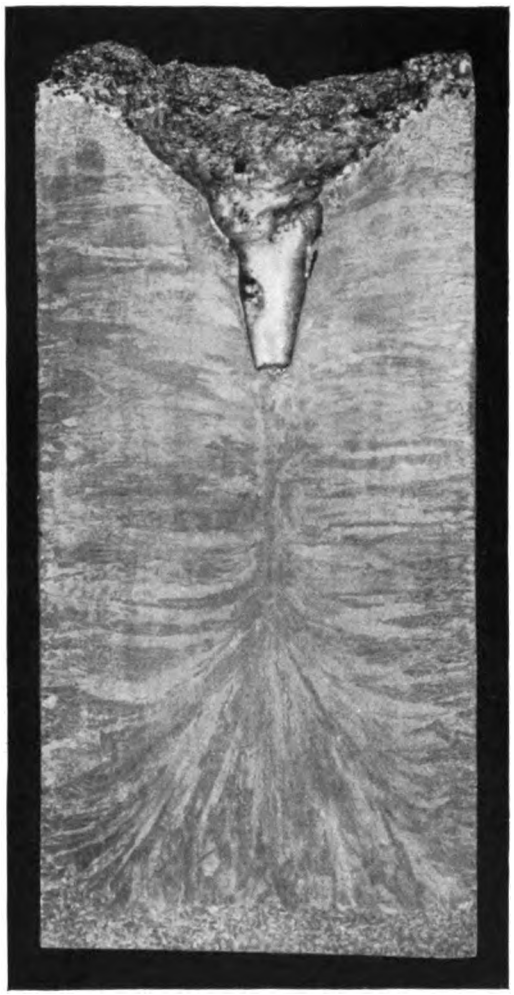


Abb. 11. Block 20. Kokillentemperatur 380°. $v = \frac{3}{4}$.

c) Zusammenfassung.

Eine Vorwärmung der Stahlkokille bewirkt größere Lunker als eine Erhöhung der Gießtemperatur. Mit steigender Kokillentemperatur nimmt die Größe des Lunkers annähernd linear zu; die Lunker sind dann tiefer als bei den Blöcken, die in der Steinkokille gegossen wurden. Infolge der durch die Vorwärmung der Stahlkokille bedingten langsameren Abkühlung ist auch das Gefüge der Blöcke wesentlich gröber als bei den Schmelzen der ersten Versuchsreihe. Die Größe der Nadeln selbst nimmt mit zunehmender Kokillentemperatur zu. Jedoch bleibt sie hinter der Breite der Kristalle, die mit höheren Gießtemperaturen in der Steinkokille erhalten wurden, beträchtlich zurück.

Vorgewärmte Stahlkokille.

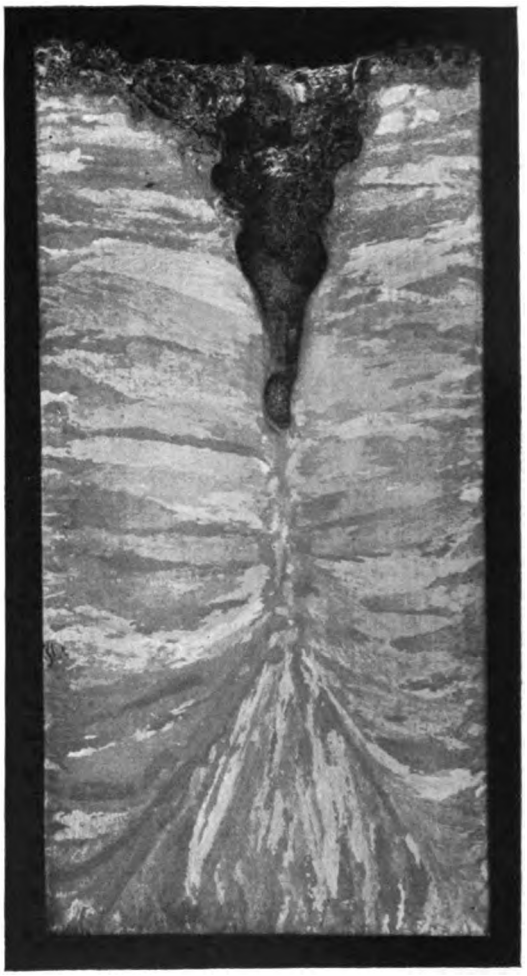


Abb. 12. Block 21. Kokillentemperatur 410°. $v = \frac{3}{4}$.

E. Einfluß der Kokillentemperatur beim Gießen von Zink auf Lunkerneigung und Gefüge bei Verwendung einer starkwandigen Steinkokille.

In ähnlicher Weise wie die Stahlkokille wurde nun auch die Steinkokille mit einem Gasgebläsebrenner vor dem Gießen angewärmt. Es wurde auch dieses Mal die gleiche Gießtemperatur 425° für alle Blöcke gewählt und die Kokille auf Temperaturen bis zu 410° geheizt. Bei diesen Versuchen mit vorgewärmter Steinkokille war es besonders schwierig, die Gußform so dicht zu bekommen, daß keine Verluste durch Ausfließen von Metall entstanden. Im Gegensatz zu der Versuchsreihe mit der vorgewärmten Stahlkokille wurde jetzt der Ringofen, der als Wärmeschutz um die Form gebaut worden war, nicht unmittelbar nach dem Gießen auseinandergenommen. Dadurch kühlten jetzt die Blöcke besonders langsam ab. Noch eine Stunde nach dem Gießen betrug, wenn die Form vorher auf mehr als 100° angewärmt war,

Digitized by Google

die Temperatur in der Bohrung im unteren Teile der Kokille mehr als 200°.

a) Lunkerbildung.

In der Zahlentafel 4 sind die Versuchswerte dieser Reihe zusammengestellt.

Zahlentafel 4.

Blockbezeichnung	Gießtemperatur in ° C	Kokillentemperatur in ° C	Blockhöhe H in mm	Lunkerfreie Höhe h in mm	$\frac{h \cdot 100}{H}$ in %	Lunkerfläche in cm²
22	425	20	154	77	50	12,2
23	425	73	157	63	40	14,6
24	425	120	152	64	42	12,2
25	425	180	148	68	46	13,6
26	425	250	154	48	31	14,8
27	425	335	145	22	15	12,5
28	425	410	155	40	25	16,0

Abb. 9 und 10 zeigen die Kurven für „lunkerfreie Höhe“ und „Lunkerfläche“. Auch dieses Mal liegen die Werte, wenn man von einigen Streuungen absieht, auf einer Geraden. Aus dem Verlauf der Linien für die lunkerfreie Höhe und die Lunkerfläche geht hervor, daß auch bei der Vorwärmung sich die Steinkokille ungünstiger verhält als die Gußform aus Stahl. Die über dem Lunker befindliche Oxyd- oder Metallschicht verursachte besonders tiefe, schmale Schwindungshohlräume. Daß auch schon der Block 22, der bei 20° Kokillentemperatur gegossen wurde, einen verhältnismäßig großen Lunker hat, beruht wohl auf der die Abkühlung besonders verzögernden Wirkung des Heizmantels.

b) Gefügeausbildung.

Das Schliffbild des Blockes 22 (Abb. 13) zeigt etwa den gleichen Gefügebau wie Block 7 (Abb. 6). Die etwas höhere Gießtemperatur und die langsamere Abkühlung — infolge der Wirkung des Heizmantels — haben bei dem Block 22 jedoch größere Kristalle entstehen lassen. Die Schliffbilder der übrigen Blöcke zeigen, daß auch hier mit der Zunahme der Kokillentemperatur die Größe der Kristalle stark wächst. Während man bei dem Block 22 noch von nadeligen Kristallen sprechen kann, besteht das Gefüge der bei höheren Temperaturen erhaltenen Blöcke aus breiten Kristallbändern. Abb. 14 gibt das Bild des Blockes 27 wieder. Die Zahl der einzelnen Kristalle ist sehr gering geworden. Es sind nur noch etwa 16 Kristalle in der Schliffebene vorhanden. Bei dem Block 28 (Abb. 15) hat die Größe der Kristalle noch weiter zugenommen. Man erkennt ferner zahlreiche, parallel nebeneinander verlaufende Aufspaltungen in einigen Kristallen, die sich trotz aller Vorsicht beim Hobeln nicht vermeiden ließen. Das Zink ist in Flächen parallel zur kristallographischen Basis aufgespalten. Eigenartig sind auch die zahlreichen dunklen Streifen,

Vorgewärmte Steinkokille.

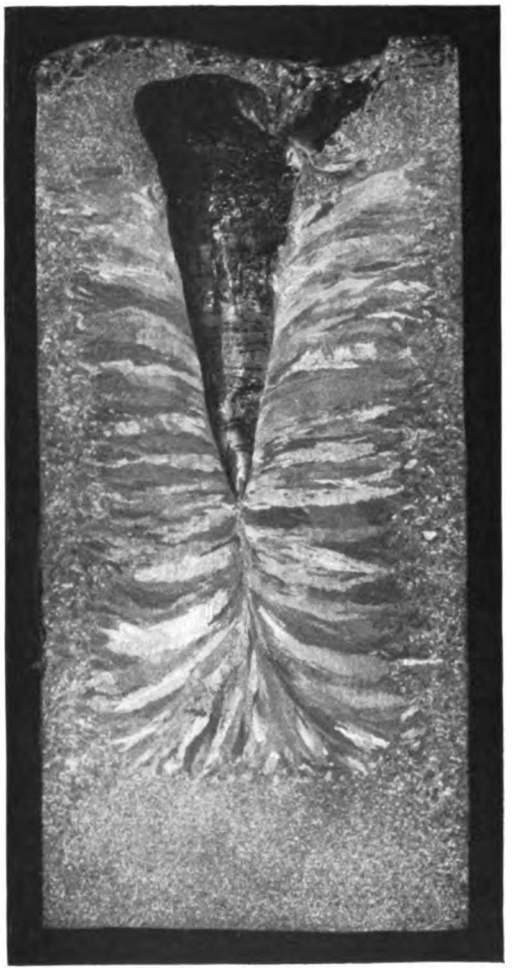


Abb. 13. Block 22. Kokillentemperatur 20°. $v = \frac{3}{4}$.

Vorgewärmte Steinkokille.

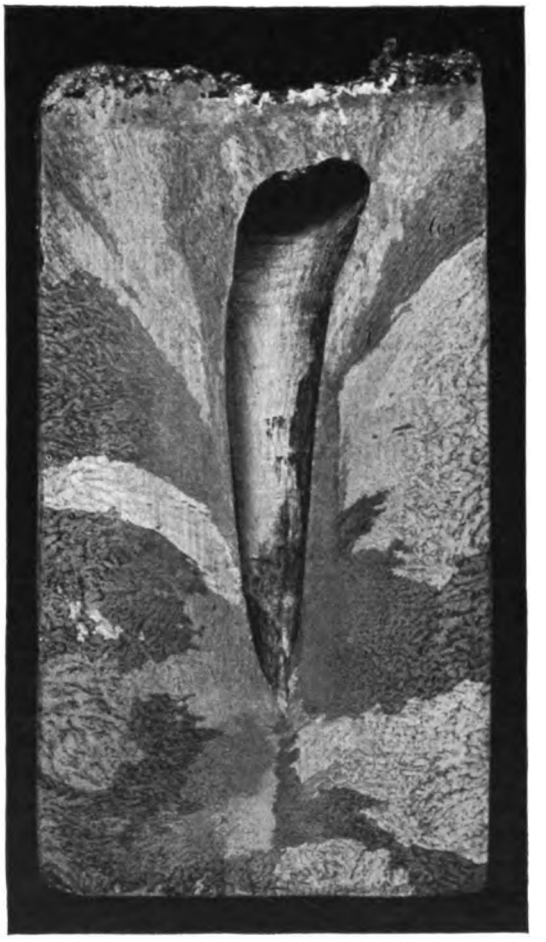


Abb. 14. Block 27. Kokillentemperatur 335°. $v = \frac{3}{4}$.

Digitized by Google

die wie Adern die Kristalle durchziehen. Hier hat sich anscheinend das im Zink als Verunreinigung enthaltene Blei abgeschieden, wie es auch schon von E. Seidl[1] beobachtet wurde, und an diesen Stellen sind dann die Kristalle beim Hobeln aufgespalten. Ähnlich wie bei den Blöcken der kalten Steinkokille sind die Kristalle auch jetzt aus ihrer ursprünglichen Richtung abgelenkt und auf die Lunkerspitze hingewachsen.

Vorgewärmte Steinkokille.

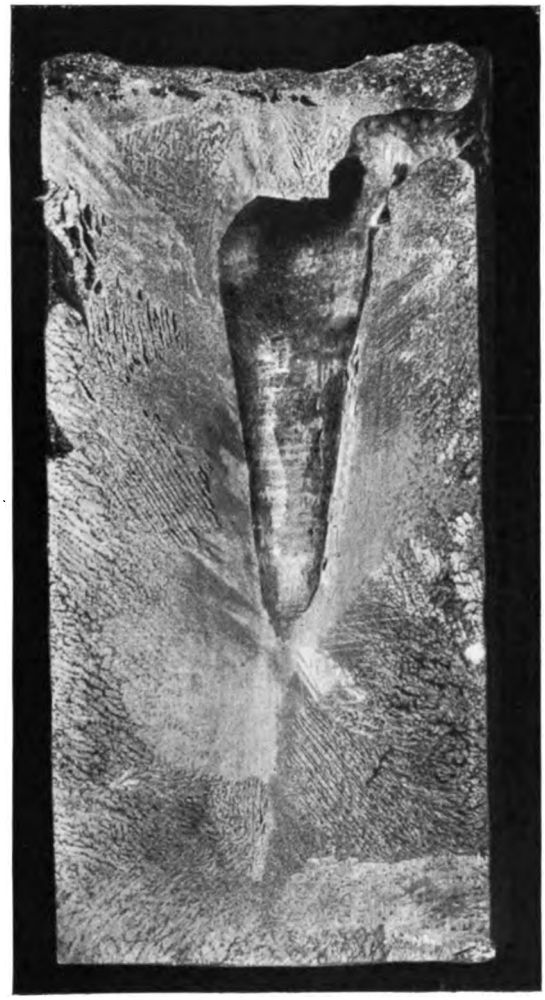


Abb. 15. Block 28. Kokillentemperatur 410°. $v = 3/4$.

Kristallbänder, bis schließlich bei den Blöcken mit den höchsten Kokillentemperaturen nur noch wenige große Kristalle vorhanden sind, die vom Rande bis zum Lunker reichen. Alle sind aus ihrer ursprünglichen Richtung, senkrecht zu den Kokillenwänden, abgelenkt und streben der Lunkerspitze zu. Mit der Größe der Kristalle nimmt auch die Zahl von dunklen Adern zu. Anscheinend bestehen sie aus dem im Zink als Verunreinigung enthaltenen Blei. Diese Einlagerungen innerhalb der Kristalle ver-

Starkwandige Stahlkokille.

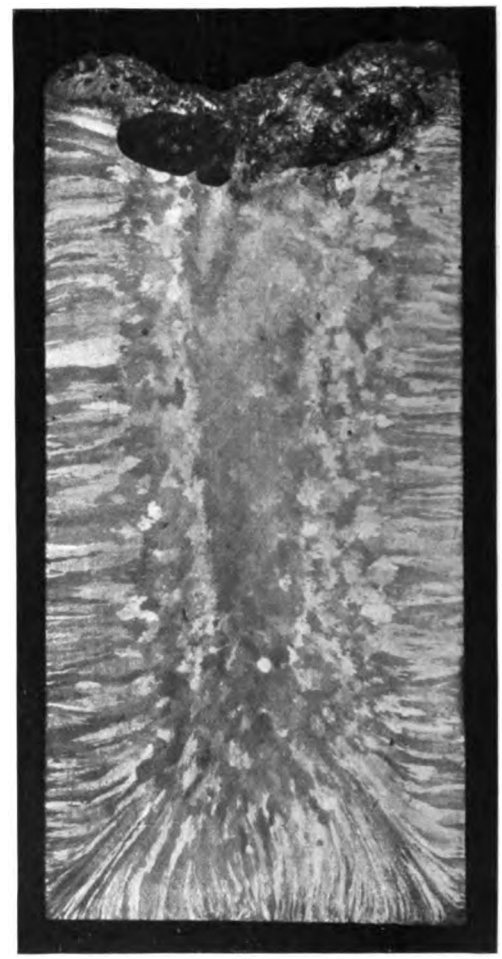


Abb. 16. Block 29. Gießtemperatur 515°. Quer zur Gießrichtung gehobelt.

c) Zusammenfassung.

Eine Vorwärmung der Kokille erweist sich auch bei einer Gußform aus Stein hinsichtlich der Lunkerausbildung als sehr ungünstig. Je höher der Vorwärmungsgrad, um so tiefer zieht sich der Lunker in das gesunde Material hinein. Da die Abkühlung der Blöcke infolge der hohen Kokillentemperaturen und der geringen Wärmeleitfähigkeit der Steine äußerst langsam vor sich geht, ist auch die am Blockkopf durch die Luft hervorgerufene Erstarrung des Metalls von Bedeutung. Denn es wird hierdurch die Bildung von Innenlunkern begünstigt. Das Gefüge wird mit zunehmender Kokillen temperatur gröber. An die Stelle der Nadeln treten schlechtern die Festigkeitseigenschaften. Bei der Bearbeitung entstehen an diesen Stellen trotz aller Vorsicht leicht Aufspaltungen. Sie finden sich immer nur innerhalb der Kristalle, während der Zusammenhang an den Korngrenzen bedeutend fester ist.

d) Aufspaltungen und Bleiseigerungen in den Gußblöcken.

1. Aufspaltungen.

Beim Hobeln der Blockhälften traten wiederholt Aufspaltungen auf[1], deren Ursache zunächst nicht gefunden werden konnte. Weder die Höhe der Erhitzung im Ofen vor dem Gießen — eventuelle Gasaufnahme — noch die Höhe der Gießtemperatur oder die Vorwärmung der

[1] E. Seidl: Der Einfluß der chemischen und kristallographischen Beschaffenheit des Gußmaterials auf das Verhalten beim Walzen. Mitt. d. Deutschen Materialprüfungsanstalten, Sonderheft 5, S. 46.

[1] Siehe z. B. Block 1 Abb. 4, Block 3 Abb. 5, Block 28 Abb. 15.

Digitized by Google

Gußform konnte dieses Aufspalten der Kristalle beeinflußt haben, da vielfach Blöcke, bei denen diese Faktoren nahezu gleich waren, sich lediglich durch die Spalten in den Schlifflächen voneinander unterschieden. Schließlich ergab sich, daß ihr Entstehen durch die Art des Hobelns begünstigt oder erschwert wurde. Alle in der Längsrichtung des Blockes, also senkrecht zur kristallographischen Basis der von den Seiten aus aufgewachsenen hexagonalen Kristalle gehobelten Blöcke,

Starkwandige Stahlkokille.

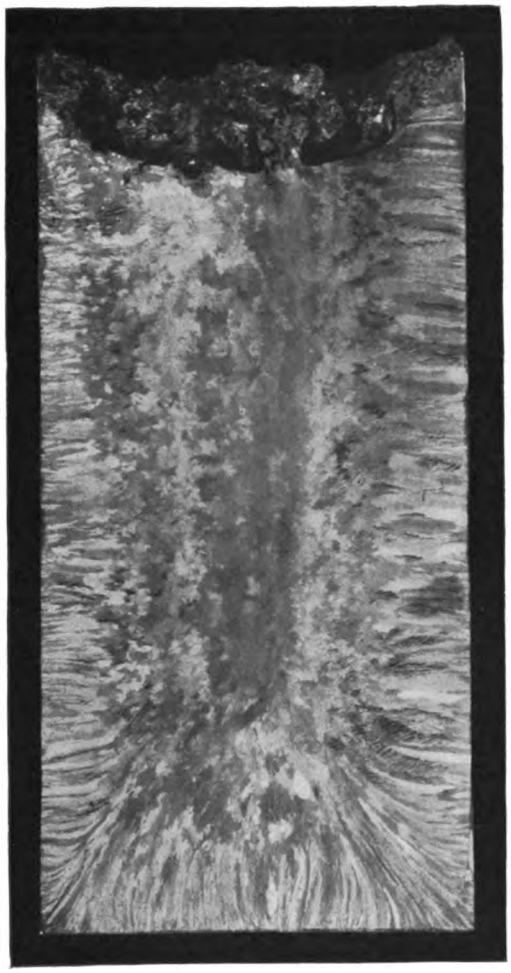


Abb. 17. Block 29. Gießtemperatur 515°. In der Gießrichtung gehobelt.

waren mehr oder weniger aufgespalten, während die quer dazu, also parallel zu dieser Fläche bearbeiteten fehlerfrei waren. Zur Kontrolle wurde ein Block bei 515° (Block 29) in der Stahlkokille gegossen und genau in der Mitte zersägt. Beide Hälften wurden nun mit einem gewöhnlichen Schruppstahl auf einer Shapingmaschine gleich tief abgehobelt. Jedoch wurde die eine Seite in der Längsrichtung des Blockes, die andere quer zu ihr bearbeitet, dann geschliffen und geätzt. Die Lichtbilder 16 und 17 zeigen das Gefüge. Beide Bilder lassen die gleiche Kristallanordnung erkennen. Jedoch ist der parallel zur Basis der Randkristalle gehobelte Teil (Abb. 16) fast ohne Aufspaltungen, während die senkrecht zu dieser Richtung bearbeitete Hälfte (Abb. 17) zahlreiche Aufspaltungen zeigt, die innerhalb der Kristalle parallel zu der kristallographischen Basis verlaufen. Es gelang auch, bei allen den Blockhälften, die zunächst Risse aufwiesen, durch Bearbeitung parallel zu den besonders leicht spaltenden Flächen, also in der Richtung der nadeligen Kristalle, gute, fehlerfreie Schlifflächen zu erzielen[1].

2. Bleiseigerungen.

Von der einen Hälfte des Blockes 17 wurden von den Außenseiten aus unterhalb des Lunkers in einer Breite von 75 mm 2 mm starke Schichten heruntergehobelt und der Bleigehalt dieser Schichten durch Analyse bestimmt. Die Untersuchung der Proben ergab in den einzelnen Abschnitten die folgenden Werte:

1*	1,12% Pb	7	1,09% Pb
2	1,11% Pb	8	1,09% Pb
3	1,11% Pb	9	1,08% Pb
4	1,10% Pb	10	1,09% Pb
5	1,10% Pb	11	1,09% Pb
6	1,09% Pb	12	1,10% Pb

* Außenschicht.

In Abb. 18 ist der Verlauf der Seigerung graphisch aufgetragen.

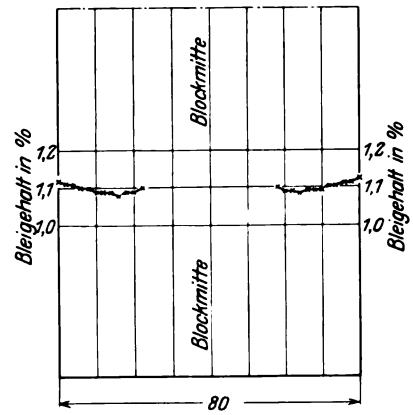


Abb. 18. Verlauf der Seigerung im Block 17.
(Analysenspäne unterhalb des Lunkers in Schichten parallel zur Längsachse von den Außenseiten des Blockes aus entnommen.)

Daraus geht hervor, daß in den zuerst ausgeschiedenen Randkristallen der Bleigehalt am größten ist, nach der Mitte hin zunächst abnimmt, um dann wieder langsam anzusteigen.

F. Einfluß der Gießtemperatur beim Gießen von Zink auf Lunkerneigung und Gefüge bei Verwendung von dünnwandigen eisernen Kokillen.

Bei den bisherigen Versuchen waren immer nur starkwandige Gußformen verwandt worden. Es wurde bei Anwendung von sehr niedrigen Gießtemperaturen — Temperaturen, die nur wenige Grad über dem Schmelzpunkt des Zinks lagen — ein ziemlich feines Gefüge erhalten, wenn auch die einzelnen Kristalle verschieden groß waren. Die bei höheren Temperaturen gegossenen Blöcke zeigten jedoch fast nur nadelige Kristalle. Bei beiden Kokillenmaterialien — Stahl wie auch Stein — ging die Erstarrung der heißen Schmelzen, zum mindesten in den äußeren Zonen, immer noch ziemlich rasch vor sich. Andererseits werden auch durch ganz langsame

[1] Zink hat die größte Wachstumsgeschwindigkeit in der Basisfläche.

Digitized by Google

Abkühlung grobe Kristalle erhalten, wie (Abb. 14 und 15) die Aufnahmen der Blöcke 27 und 28 zeigen. Durch Verringerung der Kokillenwandstärke könnte man die Abkühlung der Blöcke im Vergleich zu einer starkwandigen Gußform verzögern, ohne die Schmelzen jedoch so langsam erstarren zu lassen, wie es mit Hilfe einer stark vorgewärmten Kokille möglich wäre. Aus dünnem Eisenblech wurden deshalb zwei Gußformen hergestellt, die eine mit einer Wandstärke von 2 mm, die andere mit einer solchen von nur $^1/_2$ mm. Sie waren mit Bodenplatten aus 5 mm starkem Eisenblech verschraubt.

In beiden Kokillen wurden je zwei Blöcke mit den Gießtemperaturen von 420 und 440° gegossen.

Kokille mit 2 mm Wandstärke (nicht gekühlt).

Abb. 19. Block 30. Gießtemperatur 420°. $v = {}^3/_4$.

Eine dritte Gußform wurde aus einem Rohr mit einer Wandstärke von 2 mm und einem Durchmesser von 85 mm angefertigt. Das Rohr war an seinem unteren Ende umgebördelt und mit einem Bodenblech von 2 mm Stärke verschraubt. In dieser Kokille wurde ein Block bei 420° gegossen.

a) Lunkerbildung.

Zahlentafel 5 enthält die Versuchswerte von fünf Schmelzen.

Aus den Werten der zwei letzten Spalten geht hervor, daß in den beiden quadratischen Kokillen die Blöcke mit der höheren Gießtemperatur die kleineren Lunker besitzen. Wir haben also auch hier die gleiche Erscheinung wie bei den Schmelzen in den starkwandigen Stahl- und Steinkokillen, wo die Lunker mit zunehmender Gießtemperatur ebenfalls zunächst geringer wurden. Die

Kokille mit ½ mm Wandstärke (nicht gekühlt).

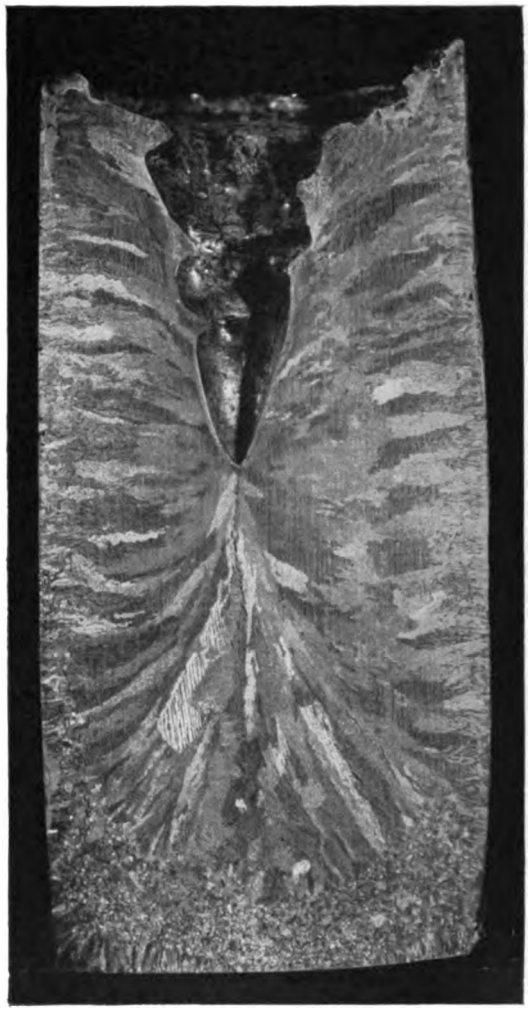


Abb. 20. Block 32. Gießtemperatur 420°. $v = {}^3/_4$.

Kokille mit der Wandstärke von 2 mm ergab günstigere Werte als die nur $^1/_2$ mm starke Gußform. Die Lunker dieser 4 Blöcke haben etwa die gleiche Größe wie die Lunker der in der Steinkokille erhaltenen Blöcke, sie sind etwas größer als die Schwindungshohlräume der ersten Versuchsreihe.

Zahlentafel 5.

Blockbezeichnung	Gießtemperatur in °C	Kokillenart	Blockhöhe H in mm	Lunkerfreie Höhe h in mm	$\frac{h \cdot 100}{H}$ in %	Lunkerfläche in cm²
30	420	2 mm Wandstärke	143	93	65	12,5
31	440	80 · 80 mm Querschnitt	160	116	72	8,5
32	420	$^1/_2$ mm Wandstärke	171	94	55	13,4
33	440	80 · 80 mm Querschnitt	158	100	63	11,1
34	420	2 mm Wandstärke 85 mm ⌀	159	92	58	12,9

Digitized by Google

Der Lunker des bei 420° in der runden Kokille gegossenen Blockes 34 ist etwas größer als der des Blockes 30, dagegen etwas kleiner als der des Blockes 32.

b) Gefügeausbildung.

Abb. 19 zeigt das Gefüge des bei 420° in der 2-mm-Kokille gegossenen Blockes 30; es ist über den ganzen Blockquerschnitt sehr feinkörnig[1]. Schon eine geringe Erhöhung der Gießtemperatur auf 440° verändert das Bild vollständig. Der Schliff zeigt jetzt wieder die bekannten langgestreckten Kristalle. Sie sind im Blockkopf erheblich gröber und breiter als im Blockfuß.

Kokille mit ½ mm Wandstärke (nicht gekühlt).

Abb. 21. Block 33. Gießtemperatur 440°. $v = \frac{3}{4}$.

Block 32 (Abb. 20), der in der $^1/_2$-mm-Kokille bei 420° gegossen wurde, hat nur in seinem unteren Teil einen schmalen Streifen mit feinem Korn, während er im übrigen aus breiten Kristallen besteht. Block 33 (Abb. 21), der ebenfalls in der $^1/_2$-mm-Kokille jedoch bei 440° gegossen wurde, weist nur noch strahlige Kristalle auf, die im oberen Teile erheblich breiter als im Blockfuß sind. Bei beiden Blöcken streben die Kristalle der Lunkerspitze zu. Dies erinnert etwas an den Kristallisationsverlauf in der Steinkokille. Auch dort war eine Ablenkung der Kristalle aus ihrer ursprünglichen Wachsrichtung nach der Lunkerspitze hin festzustellen. Anscheinend hängt dies auch bei der dünnwandigen Gußform mit der besonders langsamen Wärmeabfuhr durch die Kokillenwandungen zusammen, der gegenüber die infolge der Luftkühlung von der Oberseite des Blockes ausgehende Erstarrung im Gegensatz zu der starkwandigen Stahlkokille von erhöhter Bedeutung ist. Abb. 22 zeigt das Bild des bei 420° in eine runde Kokille von 2 mm Wandstärke gegossenen Blockes 34. Er besteht etwa zur Hälfte aus feinem Korn, zur Hälfte aus strahligen Kristallen.

Runde Kokille mit 2 mm Wandstärke (nicht gekühlt).

Abb. 22. Block 34. Gießtemperatur 420°. $v = \frac{3}{4}$.

Auch hier zeigt sich wieder eine Ablenkung der Kristalle nach der Lunkerspitze hin. Der Gefügeaufbau des Blockes erinnert an den der bei niedriger Temperatur in die kalte Steinkokille gegossenen Blöcke (Abb. 6 und 13). Auch dort fand sich am Blockfuß und in den von den Seitenwänden der Gußform berührten Teilen feines Korn.

c) Zusammenfassung.

Die Lunker der in dünnwandigen Kokillen vergossenen Blöcke waren etwa so groß wie die Schwindungshohlräume der in der Steinkokille vergossenen Schmelzen. Eine Erhöhung der Gießtemperatur von 420 auf 440° bedingte einen kleineren Lunker. Ebenso ergab die 2-mm-Kokille einen kleineren Lunker als die $^1/_2$-mm-Gußform. Die Zahlen der runden 2-mm-

[1] Bei allen Blöcken, die in starkwandigen Kokillen gegossen wurden, war es nicht möglich gewesen, im ganzen Block ein ähnlich gleichmäßiges Gefüge zu erzielen.

Digitized by Google

Kokille lagen zwischen denen der beiden quadratischen Gußformen. Die Schliffbilder der bei 420° gegossenen Blöcke zeigen für die quadratische 2-mm-Kokille nur feines Korn, für die runde 2-mm-Kokille zur Hälfte feines Korn, zur Hälfte nach der Lunkerspitze zu wachsende strahlige Kristalle. Der in der $^1/_2$-mm-Kokille bei 420° gegossene Block hat nur in einem schmalen Streifen feinkörniges Gefüge. Sonst besteht er nur aus strahligen Kristallen, die ebenfalls der Lunkerspitze zustreben.

Eine geringe Erhöhung der Gießtemperatur um 20° ließ auch bei dem in der 2-mm-Kokille gegossenen Block 31 das feine Korn völlig verschwinden. Beide Kokillen rufen in den bei 440° gegossenen Blöcken grobstrahliges Gefüge hervor. Die Kristalle erreichen besonders im Blockkopf eine beträchtliche Größe. Aber auch bei der Gießtemperatur von 440° hat der Block, der in der $^1/_2$ mm starken Gußform gegossen wurde, die größeren Kristalle.

Diese dünnwandigen Kokillen haben nun den Nachteil, daß sie sich nach dem Gießen recht stark erwärmen. Das führt, je geringer die Wandung, in um so stärkerem Maße zu einem Verziehen der Form und damit zu einer schlechten Gestalt des Blockes. Andererseits dauert die Abkühlung der Schmelze in einer dünnwandigen Form erheblich länger als in einer starkwandigen Kokille. Es lag daher nahe, die Kokille nach dem Gießen oder auch schon während des Gießvorganges zu kühlen. Es mußte alsdann gelingen, die Abkühlung der Schmelzen in erheblich kürzerer Zeit als bisher durchzuführen. Es war ferner anzunehmen, daß diese schnellere Abkühlung auch auf Lunker und Gefüge der Blöcke nicht ohne Wirkung bleiben würde.

G. Einfluß der Gießtemperatur beim Gießen von Zink auf Lunkerneigung und Gefüge bei Verwendung von dünnwandigen, wassergekühlten, eisernen Kokillen.

I. Versuche mit einer wassergekühlten Kokille von $^1/_2$ mm Wandstärke. (Gekühlt wurde unmittelbar nach dem Gießen.)

Es wurden zunächst in der Kokille mit $^1/_2$ mm Wandstärke bei 420, 490 und 580° 3 Blöcke vergossen. Die Kokille stand während des Gießens nur mit dem Boden im Wasser und wurde erst nach dem Gießen allseitig in Wasser gekühlt.

a) Lunkerbildung.

In Zahlentafel 6 sind die Versuchswerte zusammengestellt.

Abb. 23 und 24 zeigen die Linienzüge für lunkerfreie Höhe und Lunkerfläche in Abhängigkeit von der Gießtemperatur, aus denen eine Zunahme des Lunkers mit

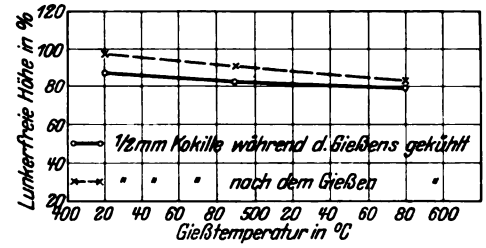


Abb. 23. Abhängigkeit der lunkerfreien Höhe von der Gießtemperatur bei Verwendung einer wassergekühlten Kokille von ½ mm Wandstärke.

steigender Gießtemperatur hervorgeht. Diese Lunkerziffern sind im Vergleich zu den in früheren Versuchsreihen erhaltenen Werten sehr günstig. Dies zeigt sich besonders in den Zahlen für die lunkerfreie Höhe. Infolge der breiten, dafür aber sehr flachen Form des Lunkers sind bei dem Block 35 96% der Blockhöhe fehler-

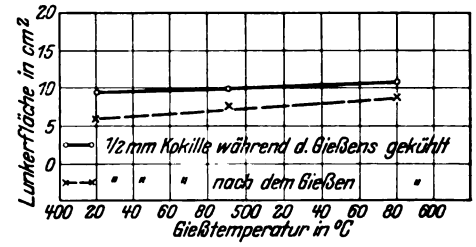


Abb. 24. Abhängigkeit der Lunkerfläche von der Gießtemperatur bei Verwendung einer wassergekühlten Kokille von ½ mm Wandstärke.

frei. Auch der bei 490° gegossene Block hat einen breiten flachen Lunker und erst bei dem Block 37b ist er schmäler geworden und zieht sich dafür tiefer in das gesunde Material hinein.

b) Gefügeausbildung.

Der Block 35 (Abb. 25) hat das feinste Gefüge. Er hat nur in dem vom Kokillenboden berührten Teile einen schmalen, kaum wahrnehmbaren Streifen mit nadeligem Gefüge, außerdem finden sich etwas gröbere Nadeln im Blockkopf unterhalb des Lunkers. Sonst zeigt das Schliffbild nur feines Korn, das im unteren Teile am feinsten ist. Die beiden anderen Blöcke mit den Gießtemperaturen von 490 und 580° zeigen nur strahlige Kristalle, die senkrecht zu den Kokillenwänden aufgewachsen sind.

c) Wirkung der Wasserkühlung der Gußform.

Block 32 und 35 (Abb. 20 und 25) sind bei der gleichen Temperatur in derselben Kokille gegossen worden. Sie

Zahlentafel 6.

Blockbezeichnung	Gießtemperatur in °C	Kokillenart	Blockhöhe H in mm	Lunkerfreie Höhe h in mm	$\frac{h \cdot 100}{H}$ in %		Lunkerfläche in cm²	
35	420	½ mm Wandstärke 80 · 80 mm Querschnitt	161	155	96		5,6	nach dem Gießen gekühlt
36	490		163	149	91		7,5	
37a	580		156	122	78	81		
37b	580		151	127	84		8,6	
38	420		165	144	87		9,5	während des Gießens gekühlt
39	490		158	129	82		9,6	
40	580		153	122	80		10,8	

Digitized by Google

unterscheiden sich nur durch die Art der Abkühlung nach dem Gießen. Bei Block 32 hatte sich die dünnwandige Kokille zu stark erwärmt. Der Temperaturunterschied zwischen Block und Gußform war zu gering geworden, infolgedessen waren grobe Kristallnadeln entstanden. Nur in der Nähe der Bodenplatte, die stärker als $^1/_2$ mm war, zeigte sich feines Kristallkorn. Durch die Kühlung bei dem Block 35 ist nun diese zu hohe Erwärmung der Gußform verhindert worden. Andrerseits wurde hier aber auch eine zu schroffe Abkühlung des Blockes im Augenblick des Erstarrens vermieden. Dies

Kokille mit ½ mm Wandstärke (nach dem Gießen gekühlt).

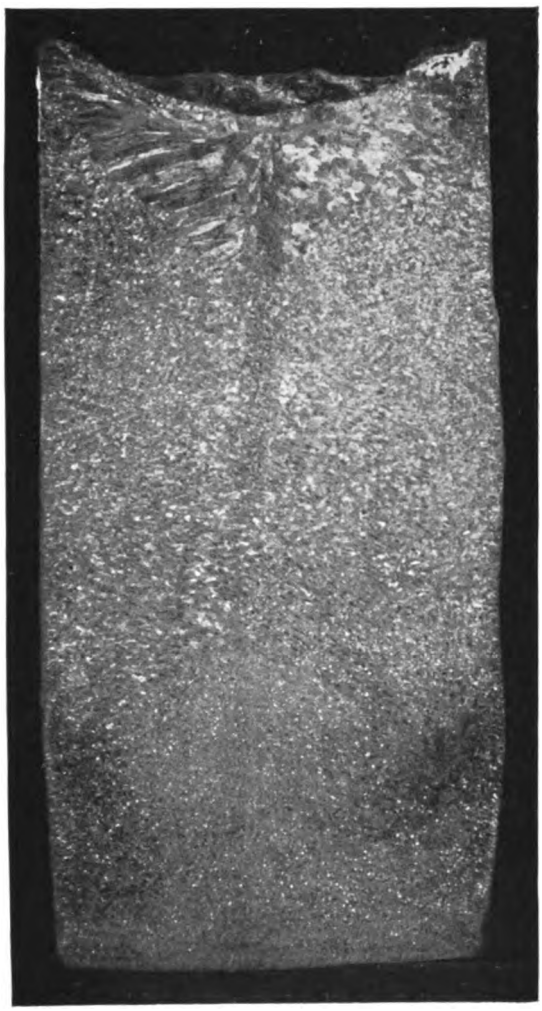


Abb. 25. Block 35. Gießtemperatur 420°. $v = ^3/_4$.

wird verständlich bei dem Vergleich der Zahlen für die spezifische Wärme und die Wärmeleitfähigkeit von Wasser und Eisen. Die Wärmeleitfähigkeit von Eisen mit 0,1% C beträgt etwa das 100fache derjenigen von Wasser. Andrerseits ist die spezifische Wärme etwa ein Zehntel so hoch wie die von Wasser. Das bedeutet also, daß die eiserne Kokille an sich sehr schnell die Wärme der Schmelze weiterleitet, daß diese Wärmeabfuhr aber zunächst an dem die Form umgebenden Wasser ihr Ende erreicht. Es wird sich deshalb das geringe Metallvolumen der dünnwandigen Eisenkokille zunächst stark erwärmen, und dann infolge des hohen Temperaturunterschiedes zwischen Eisen und Wasser eine erhöhte Wärmeabfuhr stattfinden.

d) Zusammenfassung.

In der dünnwandigen Kokille mit $^1/_2$ mm Wandstärke, die nach dem Gießen gekühlt wurde, konnten Blöcke mit geringer Lunkerbildung erhalten werden. Besonders bei dem Block 35 mit der Gießtemperatur von 420° war der Lunker außerordentlich flach. Aber auch die Lunker der anderen Blöcke sind flacher als die der Schmelzen, die in den nichtgekühlten Gußformen erhalten wurden. Mit zunehmender Gießtemperatur steigt auch bei den Blöcken aus der gekühlten $^1/_2$-mm-Kokille die Größe der Lunker. Die Schliffbilder zeigen nur bei dem Block 35 feines Korn, die übrigen Blöcke bestehen aus langgestreckten Nadeln. Während also bei der nichtgekühlten $^1/_2$-mm-Kokille, wie Abb. 20 zeigt, nur am Boden ein schmaler Streifen mit feinem Korn erhalten wurde, gelang es hier, durch die Kühlung der Gußform die Bedingungen für das Entstehen einer großen Anzahl von Keimen im ganzen Block zu schaffen.

II. Versuche mit einer wassergekühlten Kokille von $^1/_2$ mm Wandstärke. (Gekühlt wurde bereits während des Gießens.)

Block 35, bei dem nach Abschnitt I die Kokille erst nach dem Gießen gekühlt worden war, zeigte in seinem unteren Teile ein bedeutend feineres Korn als im Blockkopf. Diese Ungleichmäßigkeit war vermutlich durch die starke Erwärmung der Gußform bedingt worden, da die Wasserkühlung erst später eingesetzt hatte.

Nunmehr wurden die Gußformen, nachdem sie mit Asbest und Paraffin sorgfältig abgedichtet waren, bereits während des Gießens gekühlt. Die Gießtemperaturen waren die gleichen (420, 490, 580°) wie bei der vorhergehenden Reihe.

a) Lunkerbildung.

Zahlentafel 6 enthält auch die Versuchswerte dieser Reihe (Block 38, 39 und 40). In Abb. 23 und 24 sind lunkerfreie Höhe und Lunkerfläche in Abhängigkeit von der Gießtemperatur auch für die während des Gießens gekühlten Blöcke 38, 39 und 40 aufgetragen. Das Bild zeigt, daß die Lunkerzahlen im Vergleich zu denen der nach dem Gießen gekühlten Blöcke ungünstiger geworden sind. Durch die sofort wirksame Wasserkühlung erstarrt auch das Metall im Blockkopf etwas schneller. Das zur Ausfüllung der sich bildenden Schwindungshohlräume zur Verfügung stehende Metallvolumen wird kleiner, die Größe des Lunkers nimmt zu.

b) Gefügeausbildung.

Die Schliffe zeigen ein ähnliches Bild wie bei den Blöcken, die nach dem Gießen gekühlt wurden. Jedoch ist hier infolge der sofort einsetzenden Kühlung das Gefüge durchweg feiner. Block 38 (Abb. 26) zeigt ein sehr feines Korn. Die Kristalle sind erheblich kleiner als bei dem Block, der erst nach dem Gießen gekühlt wurde. Nur dort, wo die Schmelze die Kokille berührt hat, sind kleine, dicht nebeneinanderliegende Nadeln zu erkennen. Außerdem findet sich in der Nähe des Lunkers eine kleine Zone mit strahligem Gefüge. Die Kristalle sind auch bei Block 38 in dem unteren Blockteil am feinsten. Die Schliffbilder der Blöcke 39 und 40 zeigen fast nur

Digitized by Google

strahlige Kristalle. In Abb. 27 ist das Bild des Blockes 40 wiedergegeben. Hier sind besonders deutlich die langen schmalen Kristalle zu erkennen, die senkrecht zu den Wänden der Gußform aufgewachsen sind und sich in einer scharf ausgeprägten Grenzlinie in der Mitte des Blockes treffen. Im Gegensatz zu den in starkwandigen Kokillen gegossenen Blöcken ist, wie Abb. 27 zeigt und wie es auch schon bei den Blöcken 36 und 37 beobachtet werden konnte, bei Block 40 nur eine sehr flache Bodenpyramide vorhanden. Die Kokille stand bei den

Kokille mit ½ mm Wandstärke (während des Gießens gekühlt).

Abb. 26. Block 38. Gießtemperatur 420°. $v = ¾$.

Versuchen auf dem Boden des Wasserbassins, ihre Bodenplatte wurde nicht von Wasser umspült und erwärmte sich deshalb stärker als die Seitenwände; die Erstarrung von unten aus setzte somit später ein bzw. verlief hier langsamer. Der vom Boden ausgehenden Kristallisation wird ein Ende bereitet, wenn diese Kristalle auf die von den Seiten ausgehenden treffen. Dies trat bei den in gekühlten Kokillen gegossenen Blöcken später ein als bei den in starkwandige, nichtgekühlte Gußformen gegossenen. Deshalb finden sich bei diesen in dünnwandige, gekühlte Gußformen gegossenen Blöcken flache Bodenpyramiden.

c) Zusammenfassung.

Eine Kühlung der Kokille mit $^1/_2$ mm Wandstärke schon während des Gießens verursacht größere Lunker als eine solche, die erst nach dem Gießen erfolgt. Der Lunker wird auch hier mit zunehmender Gießtemperatur größer. Der Vorzug der dünnwandigen gekühlten Kokille — ein flacher, wenig in das gesunde Material hineinragender Lunker — ist jedoch auch bei diesen Blöcken erkennbar. Das Gefüge ist bei allen Blöcken durch die schon während des Gießens wirksame Kühlung feiner geworden. Block 38 zeigt außerordentlich feines Kristallkorn. Block 39 und 40, die bei 490 bzw. 580° gegossen wurden, bestehen aus langen, schmalen Nadeln, die fast alle senkrecht zu den Kokillenwänden aufgewachsen sind.

Kokille mit ½ mm Wandstärke (während des Gießens gekühlt).

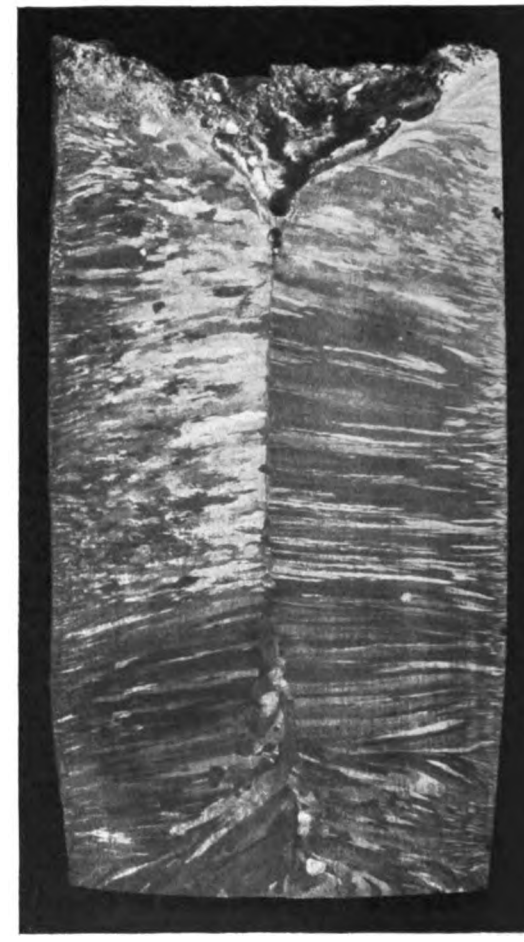


Abb. 27. Block 40. Gießtemperatur 580°. $v = ¾$.

Die Oberfläche der mit der $^1/_2$-mm-Kokille erhaltenen Blöcke war sehr glatt. Auch hier treffen während des Gießens Metallspritzer die Kokillenwände. Durch die Berührung mit der verhältnismäßig kleinen Metallmasse der Gußform werden sie so wenig abgekühlt, daß sie noch heiß sind, wenn das Metall im weiteren Verlauf des Gießens vom Boden aufsteigt; sie werden deshalb ohne Schwierigkeiten von diesem wieder gelöst.

III. Versuche mit einer wassergekühlten Kokille von 2 mm Wandstärke.

In der gleichen Weise wie mit der $^1/_2$-mm-Kokille, wurden auch mit einer Gußform von 2 mm Wandstärke Versuche durchgeführt, und dabei wieder Gießtemperaturen von 420, 490 und 580° gewählt. Die ersten vier Blöcke wurden nach dem Gießen gekühlt, bei den übrigen

Digitized by Google

Zahlentafel 7.

Block-bezeichnung	Gieß-temperatur in °C	Kokillenart	Blockhöhe H in mm	Lunkerfreie Höhe h in mm	$\frac{h \cdot 100}{H}$ in %		Lunkerfläche in cm²	
41	420	2 mm Wandstärke 80 · 80 mm Querschnitt	161	137	85	78,5	7,2	nach dem Gießen gekühlt
42a	490		150	117	78		9,2	
42b	490		152	121	79			
43	580		153	113	74		13,2	
44	420		162	108	66		11,6	während des Gießens gekühlt
45	490		148	96	65		12,4	
46	580		152	98	64		15,4	

Schmelzen stand die Gußform schon während des Gießens im Wasser.

a) Lunkerbildung.

In Zahlentafel 7 sind die Versuchswerte dieser Reihen zusammengestellt.

Abb. 28 und 29 zeigen „Lunkerfreie Höhe" und „Lunkerfläche" in Abhängigkeit von der Gießtemperatur. Die einzelnen Werte liegen auf Graden. Die Blöcke, die

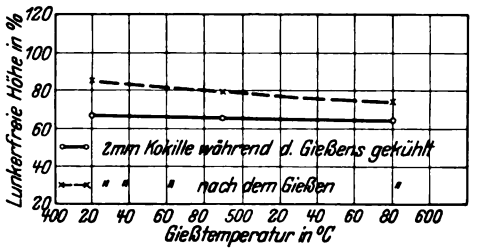


Abb. 28. Abhängigkeit der lunkerfreien Höhe von der Gießtemperatur bei Verwendung einer wassergekühlten Kokille von 2 mm Wandstärke.

erst nach dem Gießen gekühlt wurden, hatten die kleineren Lunker[1]. Wie schon öfter festgestellt wurde, nimmt die Größe des Lunkers mit steigender Gießtemperatur zu. Einen flachen Lunker hat nur Block 41 (Abb. 30), der bei 420° in die erst nach dem Gießen gekühlte Kokille gegossen wurde, während die Schwindungshohlräume

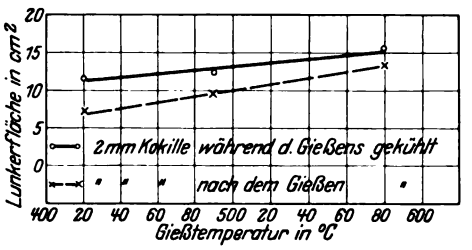


Abb. 29. Abhängigkeit der Lunkerfläche von der Gießtemperatur bei Verwendung einer wassergekühlten Kokille von 2 mm Wandstärke.

aller übrigen Blöcke ziemlich tief waren. Die Lunker dieser Reihe haben annähernd den gleichen Umfang wie bei den Versuchen mit der starkwandigen Stahlkokille. Nur der Block 41 hat infolge der flachen Ausbildung des Lunkers eine größere lunkerfreie Höhe.

b) Gefügeausbildung.

Abb. 30 zeigt das Gefüge des Blockes 41. Der Block hat in seinem unteren Teil ein äußerst feines Korn, das nach dem Blockkopf zu gröber wird. Unterhalb des Lunkers sind dann wieder strahlige Kristalle zu erkennen. In dem von der Bodenplatte berührten Teile finden sich, wie schon bei den Versuchen mit der $^1/_2$-mm-Kokille beobachtet, eine große Zahl dicht nebeneinanderliegender feiner Nadeln. Die Blöcke 42 und 43 zeigen

Kokille mit 2 mm Wandstärke (nach dem Gießen gekühlt).

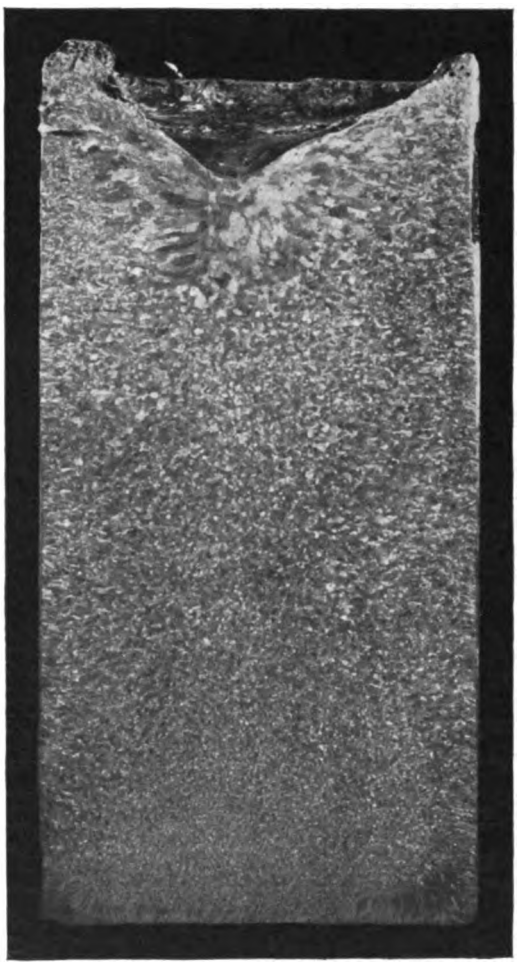


Abb. 30. Block 41. Gießtemperatur 420°. $v = ¾$.

im Schliffbild strahlige Kristalle, die mit zunehmender Gießtemperatur gröber werden. In Abb. 31 ist das Bild des Blockes 43 wiedergegeben, das wieder die senkrecht zu den Kokillenwänden aufgewachsenen Kristalle erkennen läßt. Die Trennungslinie in der Blockmitte ist aber nicht so stark ausgeprägt wie bei den in der $^1/_2$-mm-Kokille gegossenen Blöcken. Der Block 43 (Abb. 31) zeigt wieder die flache Bodenpyramide, die auch hier durch die geringere Kühlung des Kokillenbodens verursacht wird.

[1] Die Erschütterung der Kokille beim Hineinsetzen in das Wasserbassin scheint, wie auch schon bei der vorigen Versuchsreihe beobachtet wurde, auf ein Flacherwerden des Lunkers hinzuwirken. Für die Praxis käme daher in solchen und ähnlichen Fällen ein „Rütteln" der Kokille in Frage.

Digitized by Google

Von den schon während des Gießens gekühlten Blöcken hat auch der Block mit der Gießtemperatur von 490° noch feines Korn. Aber auch schon bei dem Block 44, der bei 420° gegossen wurde, zeigt sich, daß eine Kühlung der Kokille während des Gießens in der Kristalle aus der ursprünglichen Richtung nach der Lunkerspitze hin etwas abgelenkt worden.

Kokille mit 2 mm Wandstärke (nach dem Gießen gekühlt).

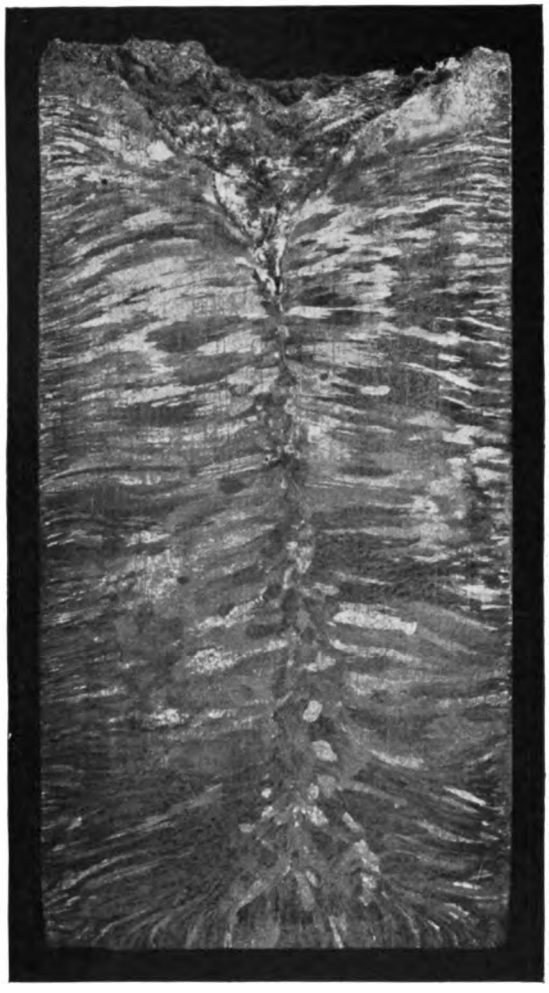


Abb. 31. Block 43. Gießtemperatur 580°. $v = 3/4$.

Schmelze ein feineres Gefüge hervorruft, als wenn die Kühlung erst nach dem Gießen erfolgt. Die Kristalle sind fast überall feiner als die des Blockes 41. Block 46, der bei 580° gegossen wurde, hat ausgesprochen strahliges Gefüge. Die Kristalle sind etwas schmaler als die des Blockes 43; sie sind senkrecht zu den Kokillenwänden aufgewachsen, nur in der Nähe des Lunkers sind einige

c) Zusammenfassung.

Die Lunker werden auch bei Verwendung einer wassergekühlten Kokille von 2 mm Wandstärke mit steigender Gießtemperatur größer. Durch eine Kühlung, die erst nach dem Gießen einsetzt, werden kleinere Schwindungshohlräume erzielt als durch eine schon während des Gießens wirksame. Die günstigen Lunkerzahlen der Kokille mit $^1/_2$ mm Wandstärke konnten jedoch mit der 2 mm starken Gußform nicht erreicht werden. Im Gefüge läßt sich jedoch durch Verwendung einer 2-mm-Kokille noch eine Verbesserung erzielen. Das Gefüge der bei 420° gegossenen Blöcke ist sogar feiner als das der entsprechenden Schmelzen der $^1/_2$-mm-Gußform. Außerdem zeigt auch der während des Gießens gekühlte Block 45 trotz der hohen Gießtemperatur von 490° noch feines Korn. Von den strahlig erstarrten Blöcken haben auch bei der 2-mm-Kokille die Blöcke, die schon während des Gießens gekühlt wurden, die schmäleren Kristalle. Die Oberfläche der Blöcke dieser Reihe ist jedoch nicht so gut wie die der Blöcke, die in der $^1/_2$-mm-Kokille gegossen wurden.

IV. Versuche mit einer runden wassergekühlten Kokille mit 2 mm Wandstärke.

Bei den im folgenden beschriebenen Versuchen wurde die runde Kokille gekühlt. Während der Querschnitt der in den quadratischen Gußformen gegossenen Blöcke 64 cm² betrug, hatten die runden Blöcke nur einen solchen von $\sim$ 54 cm². Das pro cm³ Schmelze zur Verfügung stehende Kokillenvolumen ist etwas kleiner als das der quadratischen Kokille mit 2 mm Wandstärke. Zunächst wurden wieder einige Blöcke gegossen, bei denen die Kokille unmittelbar nach dem Gießen gekühlt wurde. Bei den übrigen Versuchen stand die Gußform schon während des Gießens in einem Wasserbassin. Die Gießtemperaturen waren wie bei den früheren Versuchsreihen 420, 490 und 580°.

a) Lunkerbildung.

Zahlentafel 8 enthält die Versuchswerte der Schmelzreihen.

In Abb. 32 und 33 sind „Lunkerfreie Höhe“ und „Lunkerfläche“ in Abhängigkeit von der Gießtemperatur aufgetragen. Die Lunker der Blöcke, die erst nach dem

Zahlentafel 8.

Blockbezeichnung	Gießtemperatur in °C	Kokillenart	Blockhöhe H in mm	Lunkerfreie Höhe h in mm	$\frac{h \cdot 100}{H}$ in %	Lunkerfläche in cm²	
47a	420	2 mm Wandstärke 85 mm Durchmesser	185	116	63	17,2	nach dem Gießen gekühlt
47b	420		156	105	67	17,4	
47c	420		176	108	62	14,7	
48	490		170	128	75	10,2	
49a	580		167	133	80	12,1	
49b	580		172	152	88	9,0	
49c	580		156	138	88	9,0	
50	420		165	133	80,5	14,1	während des Gießens gekühlt
51	490		168	128	76	18,2	
52	580		170	85	50	18,9	

Digitized by Google

Gießen gekühlt wurden, wurden mit steigender Gießtemperatur kleiner. Auch bei den früheren Versuchen

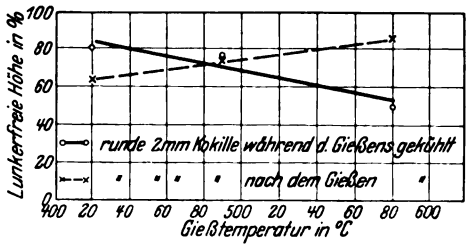


Abb. 32. Abhängigkeit der lunkerfreien Höhe von der Gießtemperatur bei Verwendung einer wassergekühlten, runden Kokille von 2 mm Wandstärke.

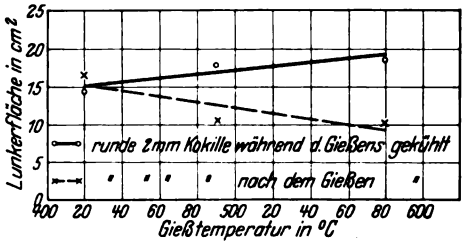


Abb. 33. Abhängigkeit der Lunkerfläche von der Gießtemperatur bei Verwendung einer wassergekühlten, runden Kokille von 2 mm Wandstärke.

(s. Abb. 3) konnte beobachtet werden, daß die bei höheren Temperaturen gegossenen Blöcke etwas kleinere Lunker als die bei 420° gegossenen besaßen; erst bei Tempe-

Runde Kokille mit 2 mm Wandstärke (nach dem Gießen gekühlt).

Abb. 34. Block 47 b. Gießtemperatur 420°. $v = \frac{3}{4}$.

raturen von mehr als 480° war ein Anwachsen des Lunkers mit der Erhöhung der Gießtemperatur zu beobachten. Die Blöcke dieser Versuchsreihe hatten bei der Gießtemperatur von 580° den kleinsten Lunker. Auch eine Wiederholung der Schmelzen brachte die gleichen Ergebnisse. Nicht berücksichtigt sind bei der Berechnung der Lunkerzahlen vereinzelte schmale langgestreckte Hohlräume, die sich im Innern der heißer gegossenen Blöcke vorfanden. Da diese Innenlunker nicht in der Blockmitte lagen, so sind sie auf den Schliffbildern nicht sichtbar. Die Größe dieser Innenhohlräume nahm mit der Gießtemperatur zu. Bei den schon während des Gießens gekühlten Blöcken fehlten sie vollständig, hier nahm der Lunker wie gewöhnlich mit der Erhöhung der Gießtemperatur zu. Der bei 580° gegossene Block 52 hat einen sehr tiefen, wenn auch schmalen Lunker.

b) Gefügeausbildung.

Die bei 420° gegossenen Blöcke zeigten feines Korn. In Abb. 34 ist das Bild des Schliffes aus Block 47 b wiedergegeben. Im Blockfuß finden sich außer den feinen auch etwas gröbere Kristalle. Das Schliffbild des Blockes 50, der schon während des Gießens gekühlt wurde, zeigt kleinere Kristalle als Block 47 b. Die bei 490 und 580° gegossenen Blöcke bestehen fast nur aus strahligen Kristallen. In der Randzone finden sich kleine, etwa 5 mm

Runde Kokille mit 2 mm Wandstärke (nach dem Gießen gekühlt).

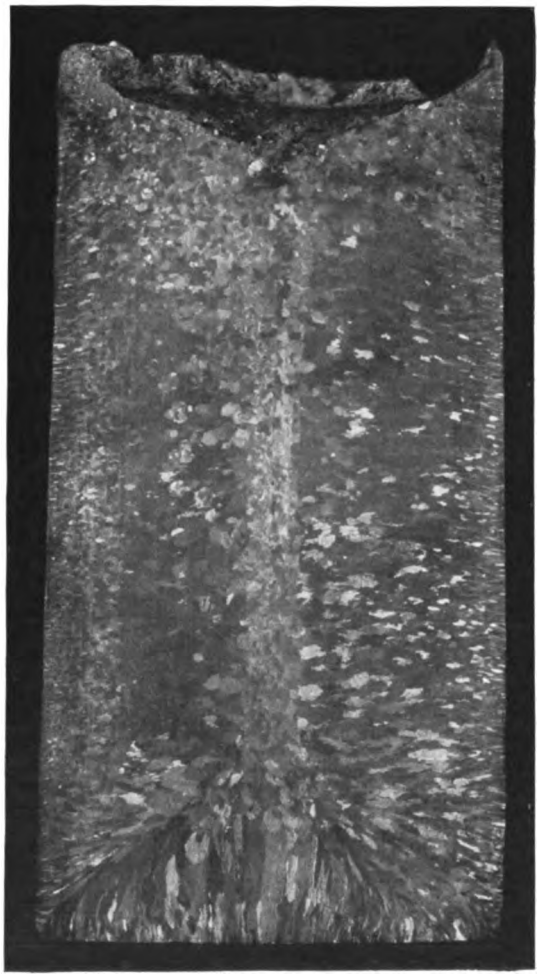


Abb. 35. Block 49 c. Gießtemperatur 580°. $v = \frac{3}{4}$.

lange, dicht nebeneinanderliegende Nadeln, an die sich dann die strahligen Innenkristalle anschließen. Die Zunahme der Kristallgröße mit der Gießtemperatur war

Digitized by Google

aber nicht so deutlich wie bei den früheren Schmelzen zu erkennen. Die Bilder der Blöcke 49c (Abb. 35) und 51 (Abb. 36) wiesen in der Mitte ganz unregelmäßig geformte Kristalle auf. In Abb. 37—39 sind die Querschliffe der Blöcke 49c, 51 und 52 wiedergegeben, durch die das auffallende Gefüge erklärt wird. Wenn bei quadratischen Blöcken die Schliffebene wegen unregelmäßiger Lunkerbildung nicht genau in die Blockmitte gelegt werden konnte, so war im Gefügebild die Trennungslinie der von den Seiten aus aufgewachsenen Kristalle nicht so scharf ausgeprägt wie sonst. Das Gefügebild der runden Blöcke

Runde Kokille mit 2 mm Wandstärke (während des Gießens gekühlt).

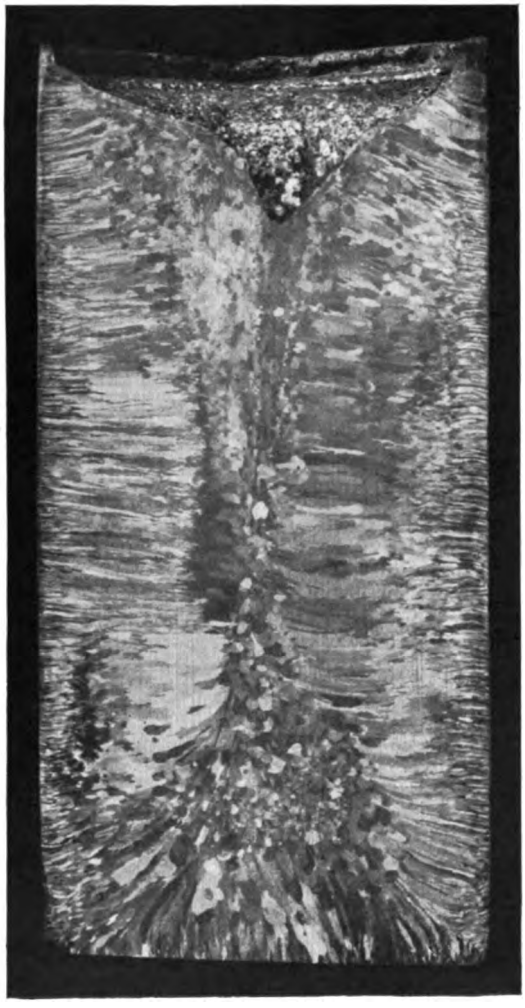


Abb. 36. Block 51. Gießtemperatur 490°. $v = \frac{3}{4}$.

dagegen zeigt bei einer von der Mittelebene abweichenden Schlifflage nicht mehr den Längsschliff von zwei, sondern den Querschliff von mehreren Kristallen. Bei Betrachtung des Längsschliffes eines runden Blockes wird, wenn die Schliffebene nicht genau in der Blockmitte oder, wenn auch nur die Schnittlinie der Kristalle etwas exzentrisch liegt, der Eindruck erweckt, als ob die Blöcke aus kleineren Kristallen beständen. Erst der Vergleich der Querschliffe zeigt in solchem Falle die mit zunehmender Gießtemperatur breiter und länger werdenden Kristallnadeln. Abb. 38 und 39 lassen auch deutlich erkennen, wie aus der großen Zahl der beim Beginn der Erstarrung entstandenen Randnadeln nur verhältnismäßig wenige Kristalle bis zur Blockmitte aufwachsen.

c) Zusammenfassung.

Die mit einer runden, erst nach dem Gießen gekühlten Kokille erhaltenen Blöcke zeigen bei der höchsten Gießtemperatur den kleinsten Lunker. Fast alle Schmelzen, die bei höheren Temperaturen gegossen waren, hatten im Innern schmale langgestreckte Hohlräume, die jedoch nicht in der Blockachse lagen. Berücksichtigt man diese Innenlunker bei der Berechnung der Lunker-

Runde Kokille mit 2 mm Wandstärke (nach dem Gießen gekühlt).

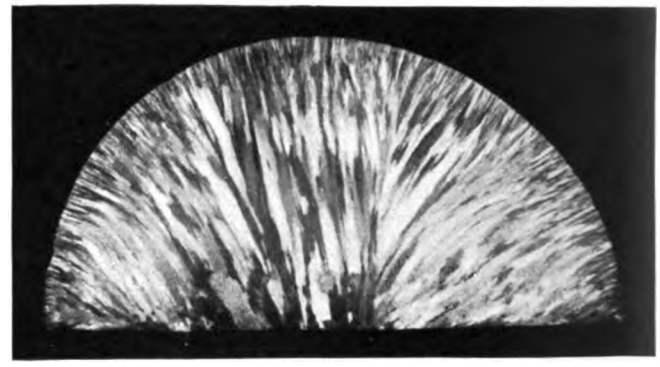


Abb. 37. Block 49c. Gießtemperatur 580°. Querschliff. $v = \frac{9}{10}$.

Runde Kokille mit 2 mm Wandstärke (während des Gießens gekühlt).

Abb. 38. Block 51. Gießtemperatur 490°. Querschliff. $v = \frac{9}{10}$.

Runde Kokille mit 2 mm Wandstärke (während des Gießens gekühlt).

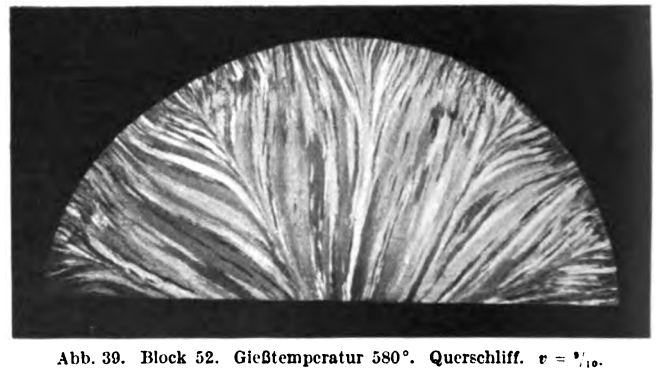


Abb. 39. Block 52. Gießtemperatur 580°. Querschliff. $v = \frac{9}{10}$.

werte, so ergibt sich eine Zunahme des Lunkers mit der Höhe der Gießtemperatur. Bei den schon während des Gießens gekühlten Blöcken fehlten zwar die Innenlunker, jedoch war von vornherein eine Zunahme des Lunkers mit der Gießtemperatur zu erkennen. Liegt bei der Kühlung der Kokille der Wasserspiegel etwas unterhalb der Badoberfläche, so bleibt hier das Metall besonders lange flüssig. Es entstehen an den Kokillenwänden erst spät Ansätze von schon erstarrtem Metall, und es kann deshalb lange von hier aus Metall nach den unteren, schon schwindenden Teilen nachfließen. Die Blöcke haben dann sehr flache Lunker. Die Gefügebilder

Digitized by Google

der bei 420° gegossenen Blöcke zeigen feines Korn. Alle übrigen haben strahlige Kristalle. Diese sind wieder senkrecht zu den Kokillenwänden aufgewachsen und nur im Blockkopf aus dieser Richtung nach oben abgelenkt. Eine schon während des Gießens wirksame Kühlung verursacht feinere Kristalle als eine solche, die erst nach dem Gießen einsetzt. Die Querschliffe lassen besonders deutlich erkennen, daß von einer großen Zahl bei der Berührung mit der Kokillenwand entstehenden, dicht nebeneinanderliegenden Nadeln nur verhältnismäßig wenige bis zur Blockmitte weiterwachsen.

H. Einfluß der Gießgeschwindigkeit beim Gießen von Zink auf Lunkerneigung und Gefüge.

Sehr wichtig für die Ausbildung des Gefüges sowie des Lunkers ist auch die Gießgeschwindigkeit. Ihr Einfluß wurde deshalb in einer weiteren Versuchsreihe untersucht. Es wurden 7-kg-Blöcke bei 420° in der 2 mm starken quadratischen Kokille, die schon während des Gießens gekühlt wurde, gegossen. Ein gußeiserner Rohrabschnitt mit einer Wandstärke von 10 mm und einer lichten Weite von 90 mm wurde mit auswechselbaren Böden versehen, die in der Mitte je eine Bohrung be-

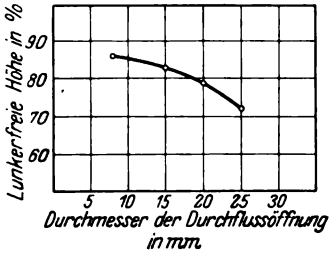


Abb. 40. Abhängigkeit der lunkerfreien Höhe von der Gießgeschwindigkeit (Durchmesser der Durchflußöffnung).

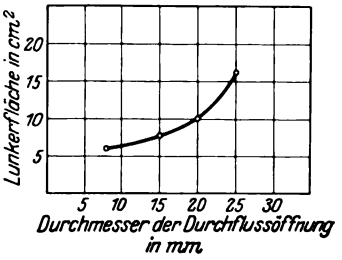


Abb. 41. Abhängigkeit der Lunkerfläche von der Gießgeschwindigkeit (Durchmesser der Durchflußöffnung).

saßen. Der Durchmesser dieser Bohrungen war bei den einzelnen Böden verschieden groß und betrug 25, 20, 15 und 8 mm. So wurde durch diesen Rohrabschnitt mit den auswechselbaren Böden eine Vorrichtung geschaffen, durch die sich die Durchflußöffnung und damit die Gießgeschwindigkeit regeln ließ. Dieser „Gießtrichter" wurde in einem besonderen Ofen gut vorgewärmt und unmittelbar vor dem Gießen auf die im Wasser stehende Kokille gesetzt. Durch diese Vorwärmung sollte eine Abkühlung des Metalls im Trichter möglichst vermieden werden.

a) Lunkerbildung.

In Zahlentafel 9 sind die Versuchswerte dieser Reihe angegeben.

Zahlentafel 9.

Blockbezeichnung	Gießtemperatur in ° C	Durchflußöffnung Durchmesser in mm	Blockhöhe H in mm	Lunkerfreie Höhe h in mm	$\frac{h \cdot 100}{H}$ in %	Lunkerfläche in cm²
53	420	25	167	121	72	16
54	420	20	158	125	79	10
55	420	15	147	122	83	7,4
56	420	8	135	116	86	6

In Abb. 40 und 41 sind die Werte für die „lunkerfreie Höhe" und „Lunkerfläche" in Abhängigkeit von dem Durchmesser der Durchflußöffnung und damit der Gießgeschwindigkeit aufgetragen. Je geringer die Gießgeschwindigkeit ist, um so kleiner wird der Lunker. Bei langsamem Gießen erstarrt das Metall sehr schnell. Die der Kokille in der Zeiteinheit zugeführten Wärmemengen sind geringer als bei schnellem Gießen und können deshalb auch rascher abgeleitet werden. Dadurch setzt auch der Schwindungsvorgang früher ein. Die sich bildenden Schwindungshohlräume können durch das noch nachfließende Metall im Entstehen sofort wieder ausgefüllt werden. So erhält man schließlich einen

Quadratische Kokille mit 2 mm Wandstärke (während des Gießens gekühlt).

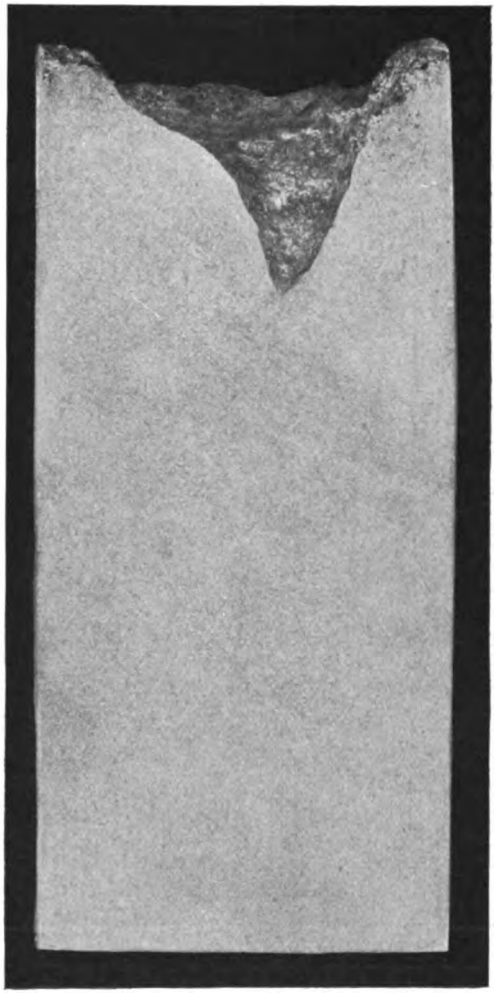


Abb. 42. Block 53. Durchflußöffnung 25 mm ⌀. $v = 3/4$.

Block, der gewissermaßen in Schichten parallel zur Bodenfläche erstarrt ist. Weil die Erstarrung von den Seitenwänden aus im Blockkopf infolge des langsamen Gießens erst einsetzt, wenn das Metall im unteren Blockteil schon stark abgekühlt ist, ist die Lunkerbildung ziemlich gering. Es entsteht nur ein breiter, flacher Lunker.

b) Gefügeausbildung.

Aus den Abb. 42—44 geht eindeutig hervor, daß mit Abnahme der Gießgeschwindigkeit das Kristallkorn gröber wird. Block 53 (Abb. 42) ist feinkristallin erstarrt. Auch Block 54 (Abb. 43) hat noch feines Korn, doch sind die Kristalle schon erheblich größer und zeigen eine gewisse Orientierung nach der Blockmitte. Die Blöcke 55

Digitized by Google

und 56 lassen nur noch strahlige Kristalle erkennen. Sehr deutlich zeigt sich bei dem Block 56 (Abb. 44) die Wirkung des langsamen Gießens. Die Kristalle sind nicht wie bei den strahlig erstarrten Blöcken der früheren Versuchsreihen (z. B. Block 40, Abb. 27) senkrecht zu den Kokillenwänden bis zur Blockmitte aufgewachsen, sondern an Stelle der dort vorhandenen scharfen Trennlinien findet sich hier ein Keil, dessen Spitze nach dem Blockfuß zeigt. Anscheinend besteht dieser Keil aus dem Metall, welches infolge des langsamen Gießens den

Quadratische Kokille mit 2 mm Wandstärke (während des Gießens gekühlt).

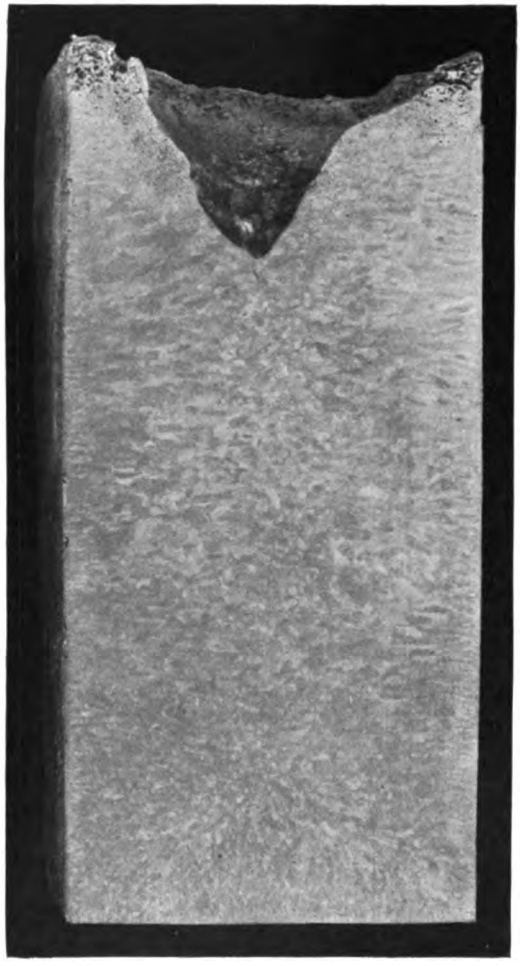


Abb. 43. Block 54. Durchflußöffnung 20 mm ⌀. $v = 3/4$.

sich bildenden Schwindungshohlraum schon im Entstehen hat ausfüllen können. Die zunächst auch hier senkrecht zu den Kokillenseitenwänden aufgewachsenen Kristalle sind aus ihrer ursprünglichen Wachsrichtung nach diesem Keil hin abgelenkt worden.

c) Zusammenfassung.

Der am schnellsten gegossene Block hatte den größten Lunker. Eine Verringerung der Gießgeschwindigkeit bewirkte unter sonst gleichen Bedingungen eine Verkleinerung des Lunkers. Infolge des langsamen Einfließens der Schmelze in die Kokille erstarrt das Metall schnell. Kokille und Kühlflüssigkeit können die Wärme aufnehmen, ohne daß eine Wärmestauung an irgendeiner Stelle auftritt. Schwindungshohlräume werden im Entstehen durch das nachfließende Metall ausgefüllt, und es entsteht bei langsamen Gießen schließlich ein Block mit flachem Lunker. Anders ist es jedoch bei dem Gefüge. Je schneller gegossen wurde, um so feiner war das Korn im fertigen Block. Sank die Gießgeschwindigkeit unter ein bestimmtes Maß, so wurden trotz der niedrigen Gießtemperatur nur strahlige Kristalle erhalten.

I. Einfluß der Gefügeausbildung auf die Festigkeitseigenschaften von gegossenem Zink.

Die Schliffbilder der Blöcke zeigen zwei Kristallformen, die in allen Versuchsreihen wiederkehren: kleine, scheinbar regellos nebeneinanderliegende Kristalle und mehr oder weniger lange Nadeln, deren Breite jedoch oft sehr verschieden ist. Um nun den Einfluß des Ge-

Quadratische Kokille mit 2 mm Wandstärke (während des Gießens gekühlt).

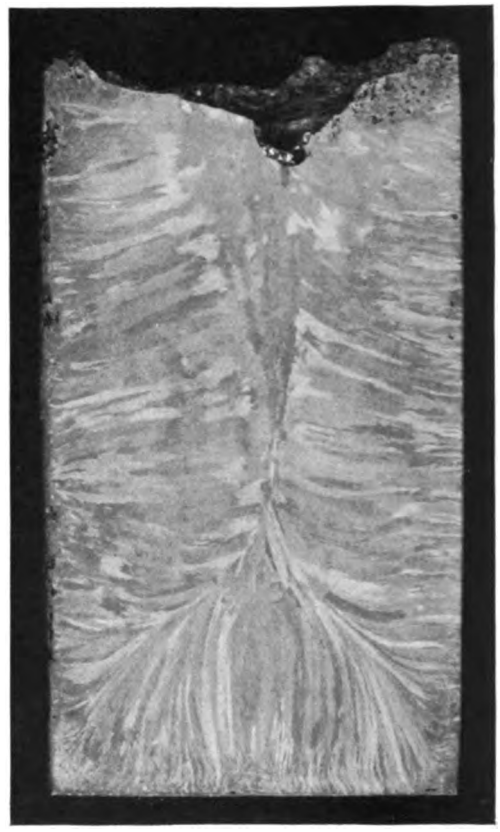


Abb. 44. Block 56. Durchflußöffnung 8 mm ⌀. $v = 3/4$.

füges auf die Festigkeitseigenschaften untersuchen zu können, wurden 2 Blöcke ausgewählt, von denen der eine, Block 57, feines Korn, der andere, Block 58, dagegen Nadeln etwa wie Block 3 (Abb. 5) aufwies. Aus beiden Blöcken wurden in der Längsrichtung der Blöcke Schlagproben ohne Kerb (Abmessungen s. Abb. 45) von 100 mm Länge herausgeschnitten und auf einem Pendelschlagwerk von 150 cmkg Arbeitsinhalt zerschlagen. Zahlentafel 10 enthält die Versuchswerte.

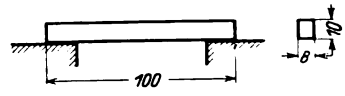


Abb. 45. Abmessungen der Schlagproben.

Block 57, der feines Gefüge hatte, besaß eine Zähigkeit von 33,7 cmkg/cm², während der Block 58 mit strahligen Kristallen nur eine solche von 23,1 cmkg/cm² aufwies. Die Zähigkeit des feinkörnigen Materials ist

Digitized by Google

um mehr als 45% größer als die des Blockes mit nadeligem Gefüge.

Zahlentafel 10.

Block-bezeichnung	Spez. Schlagarbeit in cmkg/cm²		Mittelwerte cmkg/cm²
57	35,7 33,2 33,0 33,3 33,3	feines Korn	33,7
58	25,0 23,5 21,4 23,9 21,9	grobe Nadeln	23,1

Es wurde nun auch die Kugeldruckhärte der beiden Blöcke verglichen. Eingedrückt wurde eine Kugel von 2,5 mm Durchmesser mit einer Belastung von 62,5 kg, die 30 Sek. einwirkte. Die 4 Kugeleindrücke bei jedem Block ergaben die folgenden Werte:

Block 57	Block 58
47,7 kg/mm²	45,3 kg/mm²
47,0 „	44,6 „
46,7 „	40,7 „
46,5 „	45,3 „

und als Mittel für

Block 57	Block 58
46,9 kg/mm²	43,9 kg/mm²

Das feinkörnige Material zeigt höhere Härte. Wenn der Unterschied in der Härte auch nicht sehr groß ist, so sind die Zahlen des Blockes 57 doch gleichmäßiger und streuen nicht so sehr wie die des Blockes 58.

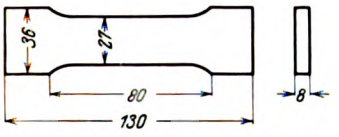


Abb. 46. Abmessungen der Zerreißproben.

Schließlich wurden noch Flachstäbe für den Zugversuch aus beiden Blöcken herausgeschnitten[1]. Die Abmessungen der Stäbe gehen aus Abb. 46 hervor. Zahlentafel 11 enthält die Versuchsergebnisse.

Zahlentafel 11.

Block-bezeichnung	Zugfestigkeit in kg/mm²	Dehnung in %
57	7,4	1,6
58	2,7	0

Die Proben waren wieder parallel zur Blockachse herausgeschnitten. Der Stab aus Block 58 wurde also senkrecht zur Wachsrichtung der Nadeln zerrissen. Beim Zugversuch trat die Überlegenheit des feinkörnigen Gefüges gegenüber dem nadeligen besonders deutlich hervor. Die Festigkeit des Blockes 57 betrug fast das 3fache derjenigen des Blockes 58. Die Dehnung des feinkörnigen Materials betrug 1,6%, während der aus dem Block 58 herausgeschnittene Stab ohne jede Dehnung riß.

[1] Aus Materialmangel konnte nur eine Zugprobe aus jedem Block entnommen werden.

K. Ergebnis.

a) Lunkerbildung.

Unabhängig von der Verschiedenheit des Kokillenmaterials und seiner Wandstärke zeigten alle Schmelzen eine Zunahme der Lunkerabmessungen mit der Gießtemperatur[1]. Eine starkwandige Steinkokille läßt größere Lunker als eine ebensolche Stahlkokille entstehen. Beim Gießen in vorgewärmte Kokillen wird der Lunker größer als beim Gießen in kalte Gußformen. In dünnwandigen nicht gekühlten Kokillen aus Eisenblech mit einer Wandstärke von $^1/_2$ und 2 mm kühlten die Blöcke besonders langsam ab, die Lunker wurden sehr tief. Wenn eine solche Gußform mit $^1/_2$ mm Wandstärke unmittelbar nach dem Gießen in Wasser gekühlt wurde, gelang es bei Anwendung niedriger Gießtemperaturen Blöcke mit sehr kleinen Lunkern zu erzielen. Aber auch die gekühlte quadratische Kokille mit 2 mm Wandstärke ergab bei Anwendung niedriger Gießtemperaturen kleine Schwindungshohlräume. Die Blöcke der runden Kokille mit 2 mm Wandstärke besaßen, wenn sie heiß gegossen wurden und wenn die Kokille erst nach dem Gießen gekühlt wurde, Innenlunker. Möglichst langes Flüssighalten des Metalles im Blockkopf verhindert starke Lunkerbildung, da beim Einsetzen des Schwindungsvorganges die sich bildenden Hohlräume durch Nachfließen noch flüssigen Metalls ausgefüllt werden. Dies ist bei starkwandigen Gußformen schwer, bei dünnwandigen gekühlten Kokillen dagegen leicht zu erreichen. Man braucht nur dafür zu sorgen, daß der Kühlwasserspiegel tiefer liegt als die Oberfläche des Metalls in der Gußform. Die Richtigkeit dieser Anschauung wird auch durch Versuche mit verschieden hoher Gießgeschwindigkeit bewiesen. Je langsamer gegossen wurde, um so später setzte die Erstarrung im Blockkopf ein. Dadurch wurden Ansätze von schon erstarrtem Metall an den oberen Teilen der Seitenwände vermieden, die Blockhöhe erst spät festgelegt und somit die Bedingungen für einen kleinen Lunker geschaffen.

b) Gefügeausbildung.

Die Gefügeausbildung in den Zinkblöcken hängt besonders von den Abkühlungsverhältnissen während der Erstarrung ab. Eine starkwandige Stahlkokille und eine gleiche Gußform aus Stein ergaben strahliges Gefüge, das mit zunehmender Gießtemperatur gröber wurde. Eine Vorwärmung der Kokille und eine dadurch bewirkte langsamere Abkühlung ließ besonders große Kristalle entstehen. Gleichmäßig feines Korn im ganzen Blockquerschnitt wird bei Verwendung von dünnwandigen Kokillen erhalten. Eine Gußform mit 2 mm Wandstärke und 80×80 mm Querschnitt ergab auch schon ohne Kühlung bei einer Gießtemperatur von 420° dieses Gefüge. Besonders kleine Kristalle wurden jedoch mit gekühlten Kokillen erhalten, und zwar mit Gußformen von $^1/_2$ und 2 mm Wandstärke.

c) Festigkeitseigenschaften.

Blöcke mit feinem Korn haben bessere Festigkeitseigenschaften als solche mit nadeligen Kristallen. Auch

[1] Eine scheinbare Ausnahme machten nur die Blöcke aus der runden 2-mm-Kokille, die nach dem Guß gekühlt wurden. (Siehe Abschnitt G III.)

Digitized by Google

sind die Versuchswerte bei dem feinkörnigen Material gleichmäßiger als bei Blöcken mit strahligen Kristallen.

Die Versuche zeigen, daß es nicht möglich war, das feinste Gefüge und damit die besten und gleichmäßigsten Festigkeitseigenschaften gleichzeitig mit dem kleinsten Lunker zu erzielen; die in der $^1/_2$ und 2 mm starken gekühlten Kokille gegossenen Blöcke lassen jedoch erkennen, daß man bei Anwendung besonderer Gießbedingungen (Abschnitt G) verhältnismäßig feines Korn gleichzeitig mit nicht erheblicher Lunkerbildung erhalten kann.

Gefügeuntersuchungen an gegossenen Metallen und Legierungen.

Von **E. Schmid**[1].

Ich möchte mir gestatten Ihre Aufmerksamkeit heute auf einen Gegenstand zu lenken, dem m. E. bisher noch nicht genügende Beachtung geschenkt worden ist: auf die Gefügeausbildung in gegossenen Metallen und Legierungen und einige sich daraus ergebende Folgerungen. In Abb. 1 ist ein typisches Gefügebild, wie es an technischen Gußblöcken beobachtet wird, dargestellt. Von den wiederholt beschriebenen, verschiedenen Gefügezonen kommt der an die feine Keimzone anschließenden Zone parallelstrahliger Kristalle die größte Bedeutung zu. Bezüglich der technologischen Bedeutung braucht nur an die vor 4 Jahren so überaus häufig auftretende Krankheit des Einreißens von Wire-bars beim Verwalzen erinnert zu werden. (Vgl. Abb. 2a.) Es hat sich damals herausgestellt und ich nehme an, daß dieser Befund auch heute noch gilt, daß das Einreißen durch die Grobstrahligkeit des Gefüges sehr begünstigt wird. Die Korngrenzen, die naturgemäß die geringste Warmfestigkeit besitzen, bilden durch ihre in der strahligen Randzone sehr ungünstige Form besonders schwache Stellen. Stets drangen die Walzrisse längs der Korngrenzen der strahligen Zone in das Innere des Barrens ein.

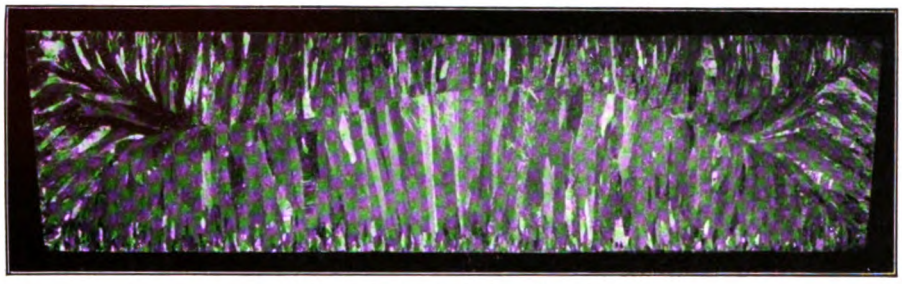
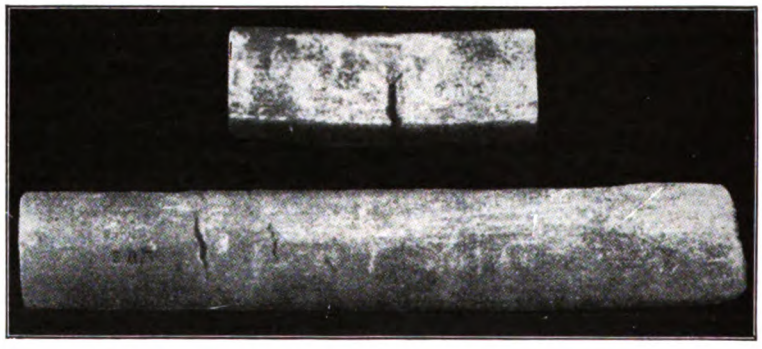
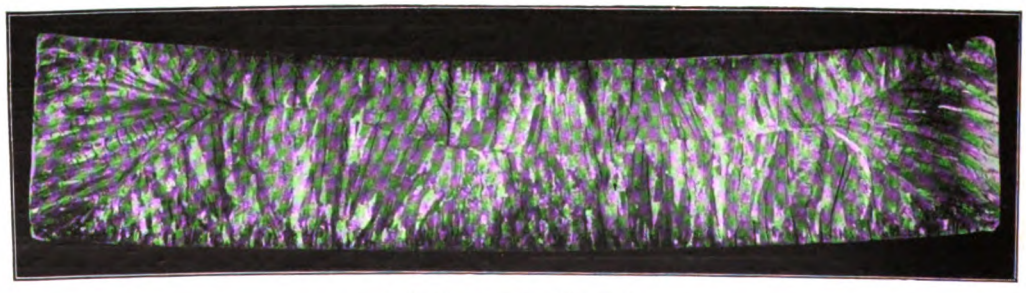


Abb. 1. Typisches Gußgefüge (Zinkplatte).

Außer dieser „geometrischen" Wirkung der strahligen Randzone kann ihr aber auch noch eine sehr erhebliche „kristallographische" Bedeutung für die Weiterverarbeitung des Gußblockes zukommen. Es sei dies am Beispiel der Zinkplatte kurz erörtert. Hier liegt nach der gemeinsam mit G. Wassermann ermittelten Gußtextur in der strahligen Zone die Basisfläche parallel der Längsrichtung der Körner. Diese Basisfläche stellt aber eine



a Korngrenzenrisse im Kupferbarren (nach J. Czochralski).



b Spaltrisse in der Zinkplatte.

Abb. 2a u. b. Walzrisse bei grobstrahligem Gefüge.

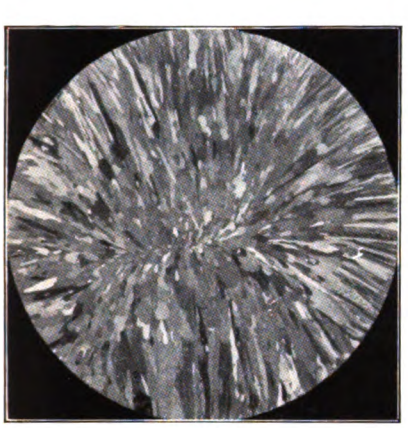
[1] Aus Metallwirtsch. 8, S. 651 (1929).

Digitized by Google

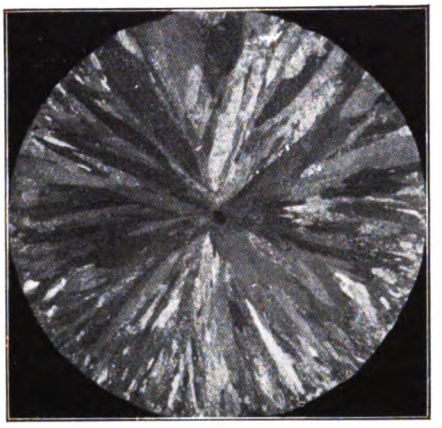
ausgezeichnete Spaltfläche dar und wird dadurch bei unsachgemäßer Weiterverarbeitung zur Ursache einer großen Zahl von tiefen Spaltrissen im Innern der stengeligen Kristalle (Abb. 2b).

Aber nicht nur für die Weiterverarbeitung erweist sich die strahlige Randzone, in der wir sehr erhebliche Abweichungen von der Regellosigkeit der Kristallagen vor uns haben von großer Bedeutung, auch für fast alle andern Eigenschaften des Gußstückes ist sie von Wichtigkeit. Die Anisotropie, d. i. die Verschiedenheit der Eigenschaften in den verschiedenen Richtungen, ist bei den Metallkristallen bisweilen ja außerordentlich groß. Tafel 1 zeigt dies an Hand einiger in den letzten Jahren von verschiedenen Autoren ermittelter physikalischer und technologischer Eigenschaften. Um nur ein Beispiel aus diesen Zahlen abzuleiten: Ein gegossener Zinkstab mit radial gelagerten Stengelkristallen würde der oben angegebenen Gußtextur zufolge einen Elastizitätsmodul von etwa 8000 kg/mm² (Mittelwert zwischen den parallel und senkrecht zur hexag. Achse gültigen Werten) und einen Ausdehnungskoeffizienten von ungefähr $39 \cdot 10^{-6}$ besitzen. Gelänge es dagegen die Kristallisation so zu leiten, daß die Stengelkristalle parallel der Längsrichtung des Stabes liegen, so würde man einen Elastizitätsmodul von 12000 kg/mm² und einen Ausdehnungskoeffizienten von $14 \cdot 10^{-6}$ erwarten.

Aus allen diesen Gründen ist es verwunderlich, daß systematische Untersuchungen über die „Gußtextur" von Metallen bisher nicht vorlagen. Ich möchte nur ganz kurz über die Ergebnisse einer diesbezüglichen Untersuchung berichten[1], die gemeinsam mit Herrn F. C. Nix angestellt worden ist. Der Gang der Arbeit war kurz der, daß zunächst geeignete Gießbedingungen zur Erzielung feinstrahligen Gefüges ermittelt worden sind. In uns schwer zugänglichen Fällen sind wir dabei in liebenswürdigster Weise von Industriewerken unterstützt worden. Beispiele für die verwendeten Gefügeausbildungen gibt Abb. 3. Die Ermittelung der Textur erfolgte ausschließlich röntgenographisch an Stäbchen, die in Richtung der strahligen Kristalle aus dem Gußstück herauspräpariert waren. Einige der an solchen Stäbchen erhaltenen Diagramme sind in Abb. 4 wiedergegeben; die Ausbildung von Schichtlinien ist sehr deutlich erkennbar. Ohne auf die Art der Auswertung der Diagramme einzugehen, möchte ich gleich die Ergebnisse dieser Aus-



a Magnesium. $v = 1$.



b Eisen-Silizium-Legierung. $v = 2$.

c Blei. $v = 2$.

Abb. 3a bis c. Strahliges Gefüge zur Untersuchung der Gußtextur.

Tafel 1.
Anisotropie von Metallkristallen.

Elastizitätsmodul in kg/mm²	Lin. Ausdehnungskoeff · 10^6	Spez. elektrischer Widerstand in cm $\Omega \cdot 10^6$
∥ [100] ∥ [111]	∥ [0001] ⊥ [0001]	∥ [001] ⊥ [001]
Al 6500 7620	Zn 63,0 14,2	Sn 13,1 9,1 (tetragonal)
Au 4160 11320 (kubisch)	Cd 52,5 20,2 (hexagonal)	
∥ [0001] ⊥ [0001]	∥ [0001] ⊥ [0001]	
Zn 3750 12560 (hexagonal)	Te — 1,6 27,2 (trigonal)	

Streckgrenze in kg/mm²	Festigkeit (Höchstlast) in kg/mm²	Gleichm. Dehnung in %
max min	max min	max min
α-Ms: 4,9 2,8 (kubisch)	Al 11,5 6,1	Al 68 19
max min	Cu 35,0 14,6 (kubisch)	Cu 55 10
Cd ∼ 0,8 0,11		

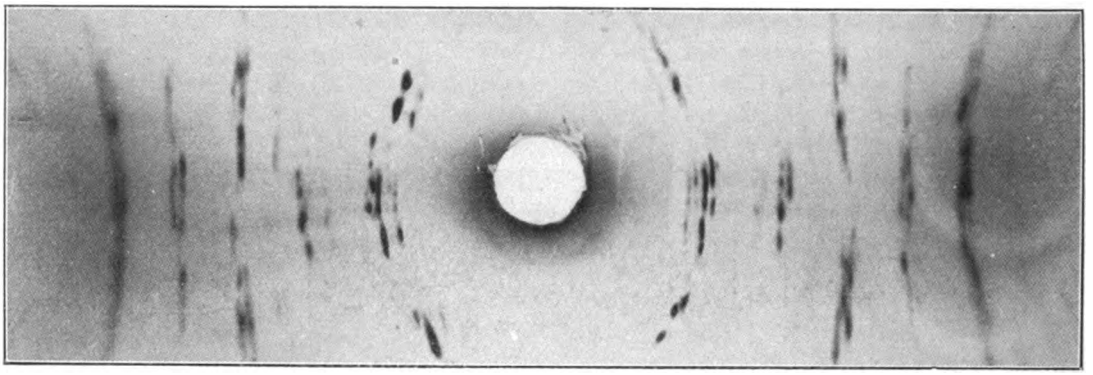
Tafel 2.
Gußtextur von Metallen (nach F. C. Nix u. E. Schmid).

Metall	Gitterart	Parallel zur Längsrichtung der Kristalle liegt	Dichtest belegte Gitterkanten
α-(δ)Fe-Si	kubisch,	∼ [100]	1. [111]
β-Messing	raumzentriert	[100]	2. [100]
Al, Cu, Ag, Au, Pb, α-Messing	kubisch, flächenzentriert	[100]	1. [100] 2. [100]
Sn	tetragonal	[110]	1. [001] 4. [101] 2. [111] 5. [110] 3. [100]
Mg	hexagonal	[11$\bar{2}$0]	1. [11$\bar{2}$0]
Zn, Cd	dicht. Kugelpackung	[0001] senkrecht	1. [11$\bar{2}$0]
Bi	rhomboedrisch	[111]	1. [101]

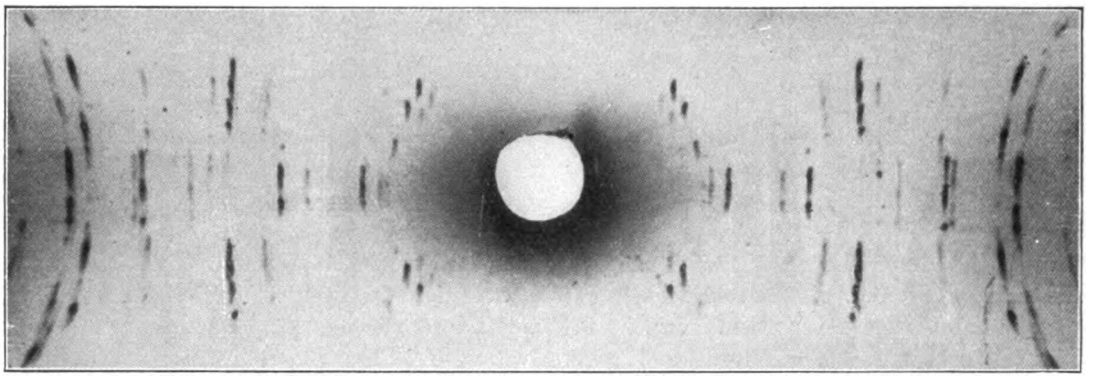
[1] Ausführliche Veröffentlichung in der Z. Metallkunde im Druck.

Digitized by Google

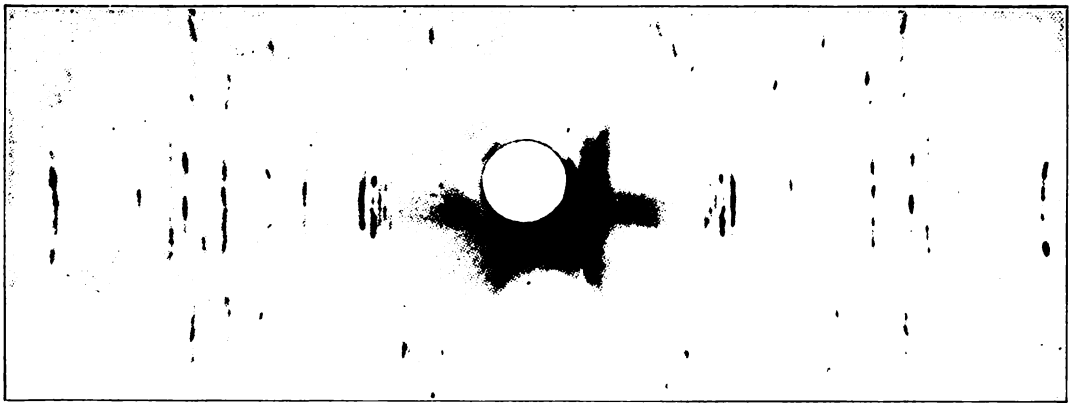
wertung angeben (vgl. Tafel 2). Bei den untersuchten kubischen Metallen liegt stets eine Würfelkante parallel der Längsrichtung der strahligen Kristalle. Diese Einstellung ist bei den flächenzentrierten Metallen verhältnismäßig scharf. Auch das kubisch raumzentrierte β-Messing zeigt nur eine sehr geringe Streuung, beim



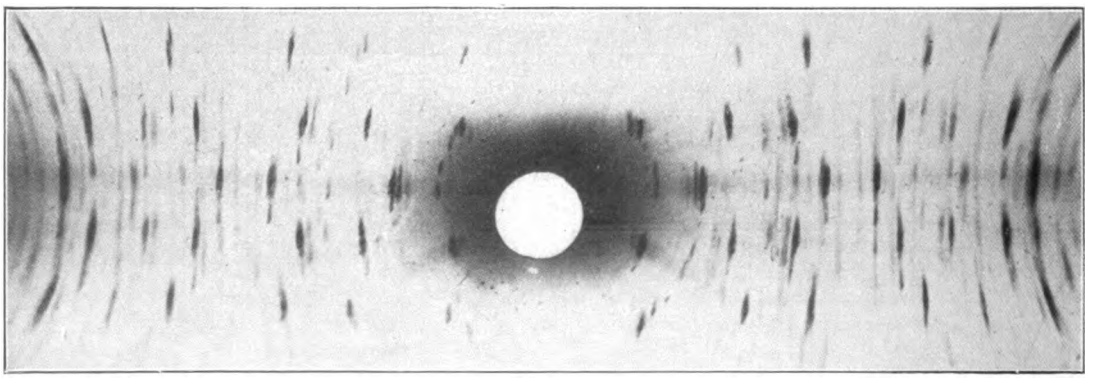
a β-Messing.



b Blei.



c Magnesium.



d Wismut.

Abb. 4 a bis d. Gußtextur-Diagramme.

Digitized by Google

Eisen dagegen ist sie sehr erheblich[1]. Beim tetragonalen Zinn liegt die Basisflächendiagonale parallel der Strahlrichtung; bei den untersuchten hexagonalen Metallen treten die zwei Gruppen auf, die sich auch in bezug auf das Achsenverhältnis deutlich unterscheiden. Bei Zink und Kadmium liegt stets die hexagonale Achse quer zur Längsrichtung der Kristalle, in der Basis ist jedoch keinerlei Richtung ausgezeichnet (Ringfasertextur). Beim Magnesium dagegen ist auch noch in der Basisfläche eine Auswahl getroffen: die Grundkante des Basissechseckes fällt in die Längsrichtung der Strahlkristalle. Hier liegt somit wieder, wie bei den meisten übrigen Metallen, eine einfache Fasertextur vor. Von rhomboedrischen Metallen zeigte Wismut in einem Falle eine sehr ausgeprägte Textur mit der trigonalen Hauptachse parallel der Faserrichtung.

Die an zwei eutektischen Legierungen (Aluminium-Silizium, Kadmium-Zink) erhaltenen Ergebnisse sind die folgenden: bei der Al-Si-Legierung zeigt sich, daß nur das Aluminium in der typischen Gußtextur auftritt, das Silizium dagegen regellos eingelagert ist. Beim Cd-Zn-Eutektikum treten beide Komponenten in der für sie charakteristischen Gußtextur auf.

Zum Schluß sei noch mit einigen Worten auf die mögliche Ursache für die Entstehung der strahligen Randkristallzone hingewiesen. Es scheint, daß die von R. Gross und H. Möller entwickelten Vorstellungen für das Wachsen von Kristallen in Röhren eine ausreichende Erklärung zu geben imstande sind. Wie das Schema der Abb. 5 zeigt, bleibt von den vielen von der Oberfläche aus in eine Schmelze gewachsenen Kristallen bald nur jener übrig, für den die Richtung größter Wachstumsgeschwindigkeit den kleinsten Winkel mit der Rohrachse einschließt. Wir haben hier also eine „natürliche Zuchtwahl" auf Grund der Wachstumsgeschwindigkeit vor uns und werden nach diesen Vorstellungen die bei der Gußtextur als Längsrichtung der Stengelkristalle auftretende Kristallrichtung als Richtung maximaler Wachstumsgeschwindigkeit anzusehen haben. Die Schärfe der Einstellung einer Gußtextur wird nach diesem Bilde um so ausgeprägter sein, je schärfer das Maximum der Wachstumsgeschwindigkeit ausgebildet ist. Angaben über die Orientierungsabhängigkeit der Wachstumsgeschwindigkeit von Metallkristallen liegen heute erst sehr spärlich vor. Immerhin scheint das wenige bekannte Material mit den beobachteten Gußtexturen in gutem Einklang zu stehen.

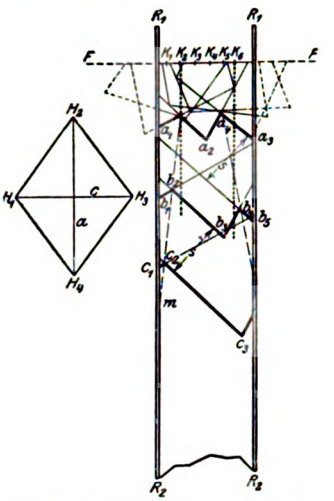


Abb. 5. Kristallwachstum in Röhren (nach R. Gross und H. Möller). Die stark eingezeichneten Linienzüge stellen die Grenze der kristallisierten Schicht nach verschiedenen Zeiten dar.

[1] Um Umwandlungen im festen Zustand auszuschließen, wurde eine Fe-Si-Legierung mit geschlossenem γ-Feld untersucht.

Die Löslichkeit von Kupfer in Silber.

Von **M. Hansen**[1].

Die Löslichkeit des Kupfers im Silber wurde mit Hilfe von thermischen und mikroskopischen Untersuchungen von Osmond[2], Friedrich und Leroux[3] und v. Lepkowski[4], mit Hilfe von elektrischen Leitfähigkeitsmessungen von Kurnakow, Puschin und Senkowski[5] sowie von Fraenkel und Schaller[6] bestimmt[7]. Durch Vergütungsversuche von Fraenkel und Schaller[8] und Norbury[9] ist bewiesen, daß die Löslichkeit mit steigender Temperatur zunimmt. Es fehlte jedoch bisher an einer genauen Bestimmung der ganzen Löslichkeitskurve[1].

Frühere Untersuchungen.

Osmond fand, daß „langsam" erkaltete Legierungen mit 0,2 und 0,5% Cu homogen waren, während eine Legierung mit 1% Cu Spuren der kupferreichen Kristalle enthielt. Friedrich und Leroux nehmen auf Grund von Abkühlungskurven unter Berücksichtigung der eutektischen Haltezeiten die Sättigungskonzentration bei der eutektischen Temperatur 779° mit 6% Cu an. Wegen des unvollständigen Erstarrungsgleichgewichtes während der Abkühlung ist jedoch mit Sicherheit auf einen höheren Kupfergehalt des bei dieser Temperatur gesättigten Mischkristalles zu schließen. Von Lepkowski beobachtete, daß eine Legierung mit 5% Cu nach 40stündigem Glühen bei 750° aus homogenen Mischkristallen bestand,

[1] Original: Z. Metallkunde 21, S. 181—184 (1929).

[2] F. Osmond: Comptes Rendus 124, S. 1094—1097, 1234 bis 1237 (1897).

[3] K. Friedrich u. A. Leroux: Metallurgie 4, S. 297 bis 299 (1907).

[4] W. v. Lepkowski: Z. anorg. Chem. 59, S. 289—291 (1908).

[5] N. Kurnakow, N. Puschin u. N. Senkowski: Z. anorg. Chem. 68, S. 123—140 (1910).

[6] W. Fraenkel u. P. Schaller: Z. Metallkunde 20, S. 237 bis 243 (1928).

[7] Die Leitfähigkeitsmessungen von A. Matthiesen: Pogg. Ann. 110, S. 190 (1860); A. Matthiessen u. C. Vogt: Pogg. Ann. 116, S. 369 (1862); 122, S. 19 (1864); und Barus u. Strouhal: Bull. U. S. Geological Survey Nr. 14, S. 85 (1885) erlauben keinen eindeutigen Schluß auf die Konzentration des gesättigten Mischkristalls.

[8] a. a. O. u. W. Fraenkel: Z. anorg. Chem. 154, S. 386 bis 394 (1926).

[9] A. L. Norbury: J. Inst. Metals 39, S. 145—161 (1928).

[1] Nach Abschluß der vorliegenden Untersuchung veröffentlichten C. H. Johansson u. J. O. Linde: Z. Metallkunde 20, S. 443—444 (1928) die Ergebnisse von Leitfähigkeitsmessungen an Kupfer-Silberlegierungen, wonach die Sättigungskonzentration der silberreichen Mischkristalle bei 750° (nach 90stündigem Glühen und Abschrecken) und 350° (nach 100stündigem Glühen und Abschrecken) zu etwa 6,2 bzw. 2,4% Cu anzunehmen ist.

Digitized by Google

während eine Legierung mit 6% Cu nach 86stündigem Glühen bei derselben Temperatur noch heterogen war. Kurnakow und seine Mitarbeiter fanden, daß der der Grenzkonzentration des silberreichen Mischkristalls entsprechende Knick in der Leitfähigkeitsisotherme von 25° und in der Kurve des Temperaturkoeffizienten des Widerstandes nach 8stündigem Glühen der Legierungen bei 550° bei etwa 4,9—5,7% Cu anzunehmen ist. Die Angaben der beiden letztgenannten Verfasser sind jedoch nicht quantitativ auszuwerten, da die Legierungen nach dem Glühen offenbar verhältnismäßig langsam abgekühlt wurden, so daß — wie wir heute wissen — eine nachträgliche, je nach der Abkühlungsgeschwindigkeit mehr oder weniger starke Entmischung eintreten konnte. Tatsächlich haben die neueren Leitfähigkeitsmessungen von Fraenkel und Schaller im Gegensatz zu den Beobachtungen von v. Lepkowski gezeigt, daß Silber höhere Kupfergehalte zu lösen vermag: Nach einstündigem Glühen der Legierungen bei 725° und nachfolgendem Abschrecken entsprach der Knick auf der Leitfähigkeitsisotherme einer Zusammensetzung von rd. 9% Cu. Mit fallenden Temperaturen sinkt die Löslichkeit auf unterhalb 2,84° Cu, da eine Legierung dieser Zusammensetzung sich noch härten läßt.

Experimentelles.

Die aus reinstem Silber und Elektrolytkupfer hergestellten Legierungen wurden in Graphittiegeln unter einer Holzkohledecke erschmolzen und zu Vierkantstäben mit abgestumpften Ecken und einer quadratischen Schnittfläche von 17 mm Kantenlänge vergossen. Die Stäbe wurden zu 10 mm-Vierkantdrähten gewalzt und darauf geglüht (Anlieferungszustand)[1]. Für die Wärmebehandlung kamen Abschnitte von 10 mm Länge zur Verwendung.

Das Glühen wurde in elektrischen Röhrenöfen unter Durchleitung eines kräftigen Kohlensäurestromes ausgeführt. Eine Oberflächenoxydation ließ sich dabei nicht verhindern, doch erfolgte die mikroskopische Prüfung auf einer Fläche, die mindestens 2 mm unterhalb der Oberfläche lag. Bei den langen Glühungen wurde eine Temperaturkonstanz von wenigstens ± 5° durch Anwendung eines Temperaturreglers gewährleistet. Das Abschrecken geschah durch möglichst schnelles Herausziehen der Proben aus dem Ofen und Eintauchen in Wasser.

Zum Ätzen der Schliffe diente das von Norbury[2] angegebene Ätzmittel[3].

Die Kurve des Endes der Erstarrung der silberreichen Mischkristalle.

Friedrich und Leroux haben den Verlauf der Endkurve der Erstarrung der silberreichen Mischkristalle mit Hilfe von Abkühlungskurven annähernd festgestellt. Da einer solchen Bestimmung stets mehr oder weniger große Fehler anhaften, wurde die Kurve nunmehr mikroskopisch ermittelt.

Die vorher durch 20stündiges Glühen bei 750° homogenisierten Legierungen mit 2,55, 4,57 und 6,16% Cu wurden auf die gewünschte Abschrecktemperatur erhitzt, 10—15 min bei dieser Temperatur belassen und darauf abgeschreckt. Die Ergebnisse der Gefügebeobachtung sind aus Zahlentafel 1 und Abb. 1 zu ersehen.

Zahlentafel 1. Bestimmung der Solidus-Kurve der Ag-reichen Mischkristalle.

Gew. % Cu	Abschreck-temperatur	Gefüge
2,55	892°	Homogener Mischkristall
2,55	900°	Mischkristall u. sehr wenig Schmelze
2,55	910°	Mischkristall und Schmelze
4,57	853°	Homogener Mischkristall
4,57	858°	Homogener Mischkristall
4,57	872°	Mischkristall und Schmelze
6,16	812°	Homogener Mischkristall
6,16	820°	Homogener Mischkristall
6,16	831°	Mischkristall und Schmelze

Die Löslichkeitskurve.

Die Löslichkeit des Kupfers in Silber wurde bei 750, 700, 650, 600, 500, 400, 350, 300 und 250° bestimmt. Die Zusammensetzung der verwendeten Legierungen ist in Zahlentafel 2 wiedergegeben. Bei Temperaturen oberhalb 350° wurde der Gleichgewichtszustand durch längeres Glühen bei 750°, bei der die Legierungen, mit Ausnahme der drei kupferreichsten, aus homogenen Mischkristallen bestanden, und darauffolgendes Abkühlen auf die Abschrecktemperatur erreicht. Die Sättigungsgrenze bei 350° und tieferen Temperaturen wurde durch Anlassen der vorher bei 700 oder 750° abgeschreckten Proben ermittelt. Die Sättigungsgrenze bei 400° wurde nach beiden Verfahren bestimmt; das Ergebnis war dasselbe.

Zahlentafel 2.
Zusammensetzung der zur Bestimmung der Löslichkeitskurve verwendeten Legierungen.

Nr.	Analyse % Ag	Analyse % Cu	Nr.	Analyse % Ag	Analyse % Cu
5	99,28	0,68	50	94,47	5,51
10	98,60	1,32	60	93,80	6,16
15	98,04	1,94	70	92,60	7,38
20	97,41	2,55	80	91,46	8,48
30	96,33	3,63	90	90,42	9,55
40	95,42	4,57	100	89,75	10,22

Die Wärmebehandlungen, denen die Legierungen unterworfen wurden, sind in Zahlentafel 3 zusammengestellt. Das Ergebnis der Gefügeuntersuchung kommt durch die in Abb. 1 eingezeichneten Zustandspunkte zum Ausdruck (vgl. die Zeichenerklärung der Abb. 1).

Nach Abb. 1 steigt die Löslichkeit des Kupfers im Silber[1] von etwa 1,7% Cu bei Raumtemperatur bis 300° auf etwa 9,0% Cu bei der eutektischen Temperatur 779°. Bei Temperaturen oberhalb 400° ist die Löslichkeit auf

[1] Die Herstellung und Bearbeitung der Legierungen, sowie die Ausführung der Analysen, erfolgte bei der Deutschen Gold- und Silberscheideanstalt, vorm. Roeßler, Zweigniederlassung Pforzheim.

[2] a. a. O. S. 148; vgl. auch Z. Metallkunde 20, S. 301 (1928).

[3] 50 cm³ einer stark verdünnten Chromsäurelösung von hellgelber Färbung werden mit einigen Tropfen konz. Schwefelsäure versetzt. Geätzt wird am besten durch Reiben mit einem getränkten Wattebausch unter ständiger Beobachtung der Schlifffläche.

[1] Die Liquiduskurve wurde den Arbeiten von Heycock u. Neville [Phil. Trans. Roy. Soc. 189 (A), S. 32—36, 57—58 (1897)] und Friedrich u. Leroux (a. a. O.) entnommen.

Digitized by Google

mindestens 0,5% Cu genau bestimmt, unterhalb 400° ist die Genauigkeit größer.

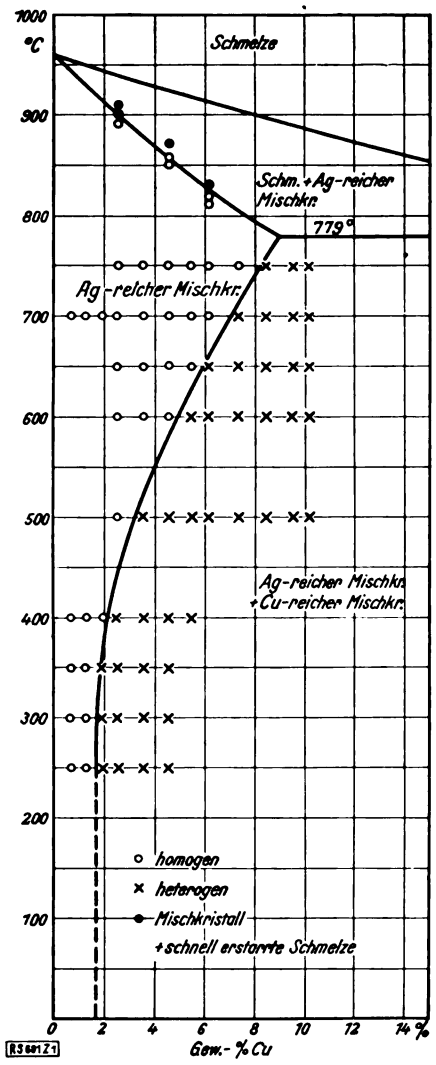


Abb. 1. Zustandsschaubild der silberreichen Kupfer-Silberlegierungen nach eigenen Untersuchungen.

Die Sättigungsgrenze bei 725° liegt bei etwa 7,5% Cu, d. h. unterhalb des von Fraenkel und Schaller auf Grund von Leitfähigkeitsmessungen angenommenen Wertes (rd. 9% Cu). Verglichen mit den auf gleichem Wege bestimmten Werten von Johannsson und Linde[1] zeigt sich, daß die Löslichkeit bei 750° größer, bei 350° dagegen etwas geringer ist, als von diesen Verfassern angenommen wird. Diese Abweichungen sind lediglich durch die größere Zahl der in der vorliegenden Untersuchung angewendeten Legierungen bedingt, da die Bestimmung einer Löslichkeitskurve nach dem mikroskopischen Verfahren und nach dem elektrischen Leitfähigkeitsverfahren zu demselben Ergebnis führt, wenn bei beiden Verfahren die gleiche Anzahl Legierungen verwendet wird[2].

Das mikroskopische Gefüge.

In den Abb. 2—13 sind einige typische Gefügebilder wiedergegeben.

[1] Vgl. Fußnote auf S. 29.

[2] Vom Verfasser konnte das an einem anderen System gezeigt werden (noch nicht veröffentlicht).

Zahlentafel 3.
Bestimmung der Löslichkeitskurve.

Gruppe Nr.	Legierung (s. Zahlentafel 2)	Abschrecktemperatur und Dauer der Glühung	Vorbehandlung der Legierung
1	20—100	750°; 25 st bei 750 ± 2°	—
2	20—100	700°; 20 st bei 750 ± 5° geglüht, auf 700° abgekühlt, 2 st konstant gehalten und abgeschreckt	—
3	5—15	24 st bei 700° ± 5° geglüht und abgeschreckt	—
4	20—100	650°; 20 st bei 750 ± 5° geglüht, auf 650° abgekühlt, 1 st konstant gehalten und abgeschreckt	—
5	20—100	600°; 20 st bei 750 ± 5° geglüht, auf 600° abgekühlt, 2 st konstant gehalten und abgeschreckt	—
6	20—100	500°; 20 st bei 750 ± 5° geglüht, auf 500° abgekühlt, 27 st konstant gehalten und abgeschreckt	—
7	5—40	400°; 2 st bei 750° geglüht, innerhalb 1 Tag auf 400° abgekühlt, 1 Tag konstant gehalten und abgeschreckt	—
8	5—50	400 ± 5°; 28 st	5—15 wie Gruppe 3 20—50 „ „ 1
9	5—40	350 ± 5°; 28 st	5—15 „ „ 3 20—40 „ „ 2
10	5—40	300 ± 5°; 6 Tage	5—15 „ „ 3 20—40 „ „ 5
11	5—40	250°; 7 Tage (Salzbad)	5—15 „ „ 3 20—40 „ „ 4
12	5—15	200°; 15 Tage (Ölbad)	„ „ 3

Abb. 2 zeigt das Gefüge einer Legierung, die bei Temperaturen oberhalb der Solidus-Kurve abgeschreckt wurde (Mischkristall und schnell erstarrte Schmelze).

Die im Gebiet der silberreichen Mischkristalle, also bei Temperaturen oberhalb der Löslichkeitskurve, abgeschreckten Legierungen bestehen aus homogenen Kristalliten mit zum Teil starker Zwillingsbildung. Mit Annäherung der Zusammensetzung und der Abschrecktemperatur an die Löslichkeitskurve treten an den Korngrenzen der Mischkristalle dunkle unregelmäßig gestaltete und vom Ätzmittel uneinheitlich angegriffene Zonen auf (Abb. 3 und 4), die ihre Entstehung der während des Abschreckens eingetretenen Entmischung (beim Durchschreiten der Löslichkeitskurve) verdanken. Sie sind also als hochdisperse Ausscheidungen der kupferreichen Mischkristalle anzusehen und treten an den Korngrenzen auf, weil hier der Kupfergehalt des einzelnen Kristalls infolge unvollständigen Konzentrationsausgleiches auch noch nach dem Glühen größer ist als im Innern der Körner. Verminderung der Abschreckgeschwindigkeit führt naturgemäß zu einer Vermehrung der Ausscheidungszonen. Mit fallendem Kupfergehalt der Legierungen wird die Neigung zur Entmischung der silberreichen

Digitized by Google

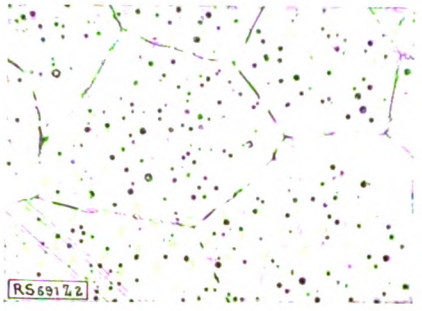


Abb. 2. Cu-Ag-Legierung mit 6,16% Cu. Bei 831° abgeschreckt.
190 × vergr. (im Original 200 ×).

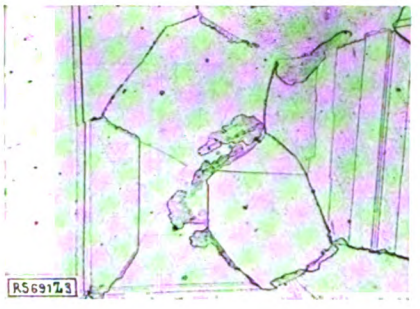


Abb. 3. Cu-Ag-Legierung mit 6,16% Cu. 20 st bei 740 ± 5° geglüht, auf 700° abgekühlt, 2 st konstant gehalten und abgeschreckt.
190 × vergr. (200 ×).

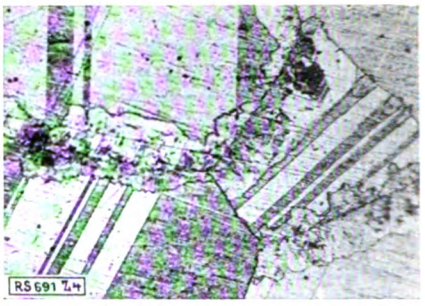


Abb. 4. Cu-Ag-Legierung mit 7,38% Cu. 25 st bei 750 ± 2° geglüht und abgeschreckt.
160 × vergr. (200 ×).

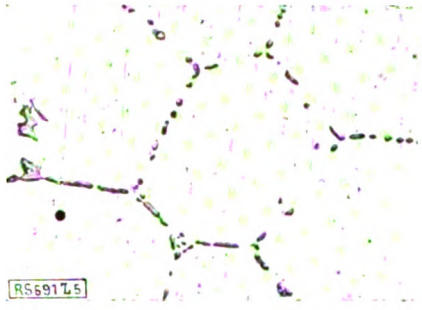


Abb. 5. Cu-Ag-Legierung mit 9,55% Cu. 25 st bei 750 ± 2° geglüht und abgeschreckt.
190 × vergr. (200 ×).

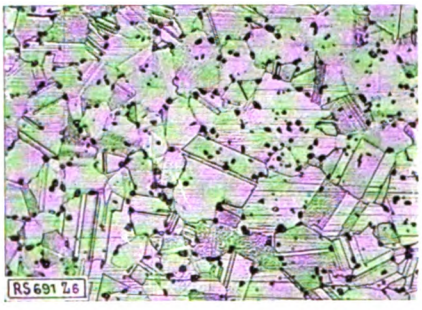


Abb. 6. Cu-Ag-Legierung mit 10,22% Cu. 20 st bei 750 ± 5° geglüht, auf 700° abgekühlt, 2 st konstant gehalten und abgeschreckt.
190 × vergr. (200 ×).

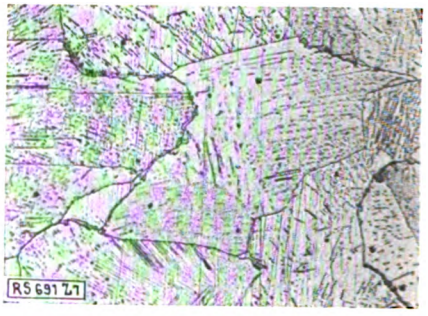


Abb. 7. Cu-Ag-Legierung mit 7,38% Cu. 20 st bei 750 ± 5° geglüht, auf 700° abgekühlt, 2 st konstant gehalten und abgeschreckt.
190 × vergr. (200 ×).

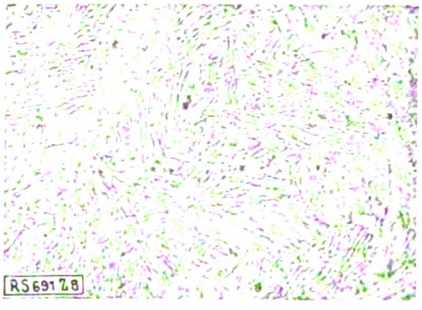


Abb. 8. Cu-Ag-Legierung mit 6,16% Cu. 20 st bei 750 ± 5° geglüht, auf 600° abgekühlt, 2 st konstant gehalten und abgeschreckt.
285 × vergr. (300 ×).

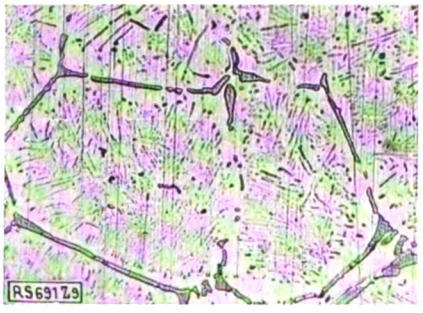


Abb. 9. Cu-Ag-Legierung mit 10,22% Cu. 20 st bei 750 ± 5° geglüht, auf 600° abgekühlt, 2 st konstant gehalten und abgeschreckt.
190 × vergr. (200 ×).

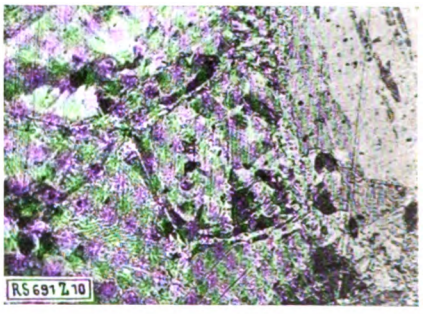


Abb. 10. Cu-Ag-Legierung mit 5,51% Cu. 25 st bei 750 ± 2° geglüht und abgeschreckt, darauf 28 st bei 400° angelassen und abgeschreckt.
190 × vergr. (200 ×).

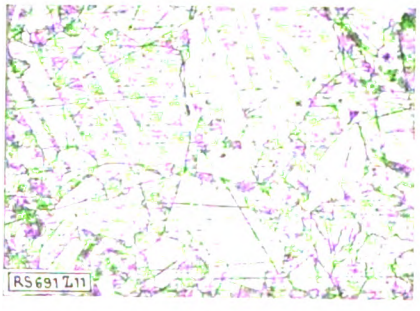


Abb. 11. Cu-Ag-Legierung mit 2,25% Cu. 20 st bei 750 ± 5° geglüht, auf 650° abgekühlt, 1 st konstant gehalten und abgeschreckt. Darauf 7 Tage bei 250° angelassen.
190 × vergr. (200 ×).

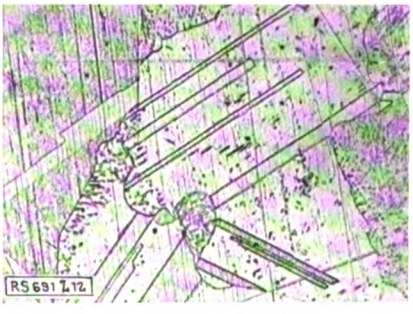


Abb. 12. Cu-Ag-Legierung mit 1,94% Cu. 24 st bei 750 ± 5° geglüht und abgeschreckt, darauf 6 Tage bei 300 ± 5° angelassen.
285 × vergr. (300 ×).

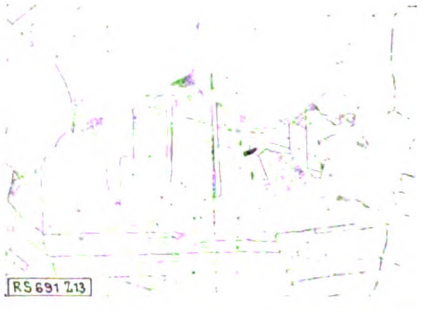


Abb. 13. Cu-Ag-Legierung mit 1,94% Cu. 20 st bei 750 ± 5° geglüht, auf 650° abgekühlt, 1 st konstant gehalten und abgeschreckt. Darauf 7 Tage bei 250° angelassen.
142,5 × vergr. (150 ×).

Mischkristalle während der Abschreckung immer geringer, da bei diesen Legierungen der Beginn der Entmischung bei Temperaturen liegt, bei denen die Abschreckgeschwindigkeit die Entmischungsgeschwindigkeit übertrifft.

In den kupferreicheren Legierungen blieben nach dem Glühen noch kupferreiche Kristalle ungelöst[1] (Abb. 5

[1] Die Legierung mit 8,48% Cu hatte nach dem Abschrecken bei 750° nur sehr geringe Mengen des kupferfreien Mischkristalls.

Digitized by Google

und 6). Bei hinreichend langsamer Abschreckung treten auch in diesen Legierungen Entmischungszonen auf.

Bei langsamem Durchgang der Legierungen durch die Temperatur beginnender Entmischung scheiden sich die kupferreichen Kristalle in mikroskopischer Größe innerhalb der Körner aus (Abb. 7)[1]. Mit weiter fallender Abschrecktemperatur nimmt die Menge der Kupferausscheidungen stark zu und erfüllt schließlich das ganze Korn (Abb. 8)[2]. Die Abb. 7 und 8 sind bezeichnend für das Gefüge aller Legierungen, die nach dem Glühen bei Temperaturen oberhalb der Löslichkeitskurve auf eine Temperatur innerhalb des heterogenen Gebietes abgekühlt worden sind.

Die beschriebene Entmischung tritt natürlich gleichfalls in den Legierungen ein, deren Zusammensetzungen auch bei hohen Temperaturen innerhalb des heterogenen Gebietes liegen (Abb. 9).

Werden bei hohen Temperaturen abgeschreckte Legierungen nachträglich bei Temperaturen unter 400° angelassen, so scheidet sich die kupferreiche Kristallart infolge der zwangsweise eingeleiteten Entmischung in Form sehr kleiner Kriställchen aus[3] (Abb. 10—13). Manche Teile der Entmischungszonen sind auch bei stärkster Vergrößerung nicht aufzulösen. Erst bei längerer Anlaßdauer tritt ein Zusammenballen der Teilchen zu größeren Kristallen ein (Abb. 12).

Durch die Abb. 12 und 13 wird veranschaulicht, daß die Legierung mit 1,94% Cu bei 300° und tieferen Temperaturen innerhalb des heterogenen Gebietes liegt. Bei 250° ist die Entmischung dieser Legierung nach 7tägigem Glühen noch nicht beendet (Abb. 13). Durch Anlassen derselben Legierung bei 200° gelang es wegen der mangelnden Diffusion bei dieser Temperatur nach 15tägigem Glühen noch nicht, eine mikroskopisch sichtbare Entmischung zu bewirken. Da bei geringen Übersättigungsgraden das Bestreben zur Entmischung besonders gering ist, werden längere Glühdauern notwendig sein. Mit großer Wahrscheinlichkeit ist jedoch anzunehmen, daß die Löslichkeit unter 250° nicht mehr wesentlich fällt.

Der Deutschen Gold- und Silberscheideanstalt, vorm. Roessler, Zweigniederlassung Pforzheim, insbesondere Herrn Dr. L. Nowack möchte ich auch an dieser Stelle für das überaus große Entgegenkommen durch die Überlassung der Legierungen meinen herzlichen Dank aussprechen.

Gleichfalls zu danken habe ich der Notgemeinschaft der Deutschen Wissenschaft für die Überlassung von Apparaten.

[1] Die Sättigungsgrenze bei 700° verläuft zwischen den in den Abb. 3 und 7 dargestellten Legierungen.

[2] Die in Abb. 8 wiedergegebene Gefügeausbildung (lamellare Ausscheidungen) hat Ähnlichkeit mit dem Perlit.

[3] Diese Verhältnisse sind von Norbury eingehend (a. a. O.) beschrieben worden.

Die Veredelung einer Aluminiumlegierung im Röntgenbild.

Von Frhrn. **v. Göler** und **G. Sachs**[1].

Die technische Bedeutung des Aluminiums wird hauptsächlich bedingt durch die Möglichkeit, die mechanischen Eigenschaften fast aller seiner walzbaren Legierungen durch eine geeignete Wärmebehandlung beträchtlich zu verbessern. Diese Veredelungsfähigkeit hängt nach allgemeiner Annahme damit zusammen, daß die Löslichkeit gewisser Legierungszusätze im Aluminiumgitter mit fallender Temperatur abnimmt. Abb. 1 zeigt z. B. den hier in Frage kommenden Teil des Zustandsschaubildes der Kupfer-Aluminiumlegierungen[2], welche die wirksame Basis der meisten veredelbaren Legierungen bilden. Im Konzentrationsbereich zwischen etwa 1 und 5% Kupfergehalt bestehen danach die Legierungen bei hohen Temperaturen aus homogenen Mischkristallen; bei niedrigen Temperaturen enthalten sie dagegen im stabilen Zustande neben einem Mischkristall bestimmten Kupfergehaltes eine zweite Kristallart $CuAl_2$ in verhältnismäßig geringer Menge.

Wird nun eine solche Legierung von einer höheren Temperatur, bei der sie homogen ist, abgeschreckt, so gelingt es, den Zerfall des bei Raumtemperatur übersättigten Mischkristalls zu unterdrücken. Da aber dieser abgeschreckte Zustand keineswegs stabil ist, sondern nur infolge der überaus starken Verringerung der Ausscheidungsgeschwindigkeit bei tiefen Temperaturen bestehen kann, so bewirkt Anlassen oder auch schon Lagern bei Raumtemperatur, gewisse Veränderungen der Eigenschaften, insbesondere der Festigkeitseigenschaften. Die Bedeutung dieser Veränderungen beruht darauf, daß sie nicht einsinnig vom abgeschreckten auf den ausgeglühten Zustand hin verlaufen, sondern vielmehr ein Teil der Eigenschaften dabei Extremalwerte erreichen kann. Als Maß der auf diesem Wege erzielbaren Veredelung benutzt man in der Regel die Steigerung der Härte oder Zugfestigkeit gegenüber dem Zustand, der sich bei langsamer Abkühlung einstellt und sich somit dem schwer erreichbaren stabilen Endzustand möglichst nähert. Abb. 2 zeigt am Beispiel der von uns untersuchten veredelbaren Aluminiumlegierung mit 5% Kupfer[1] die Veränderungen der Festigkeitseigenschaften, welche hier durch Wärmebehandlung erreicht werden können. Läßt man die von

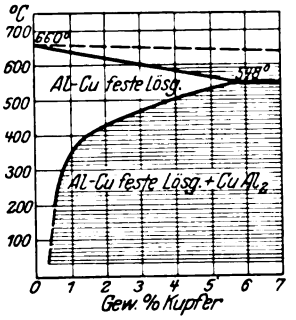


Abb. 1. Zustandsschaubild Kupfer-Aluminium auf der Aluminiumseite. (Nach Dix und Richardson.)

[1] Original: Metallwirtsch. 8, S. 671—680 (1929).

[2] Nach E. H. Dix u. H. H. Richardson: Trans. Am. Inst. Min. Met. Engg. 73, S. 560—580 (1926).

[1] Das Material ist uns entgegenkommenderweise von den Dürener Metallwerken A.G. zur Verfügung gestellt. Die Analyse ergab: 5,05% Cu; 0,26% Si; 0,27% Fe; 0,03% Mg; Al (als Rest) 94,4%.

Digitized by Google

525° in Wasser abgeschreckte Legierung lagern oder bei verhältnismäßig niedrigen Temperaturen an, so tritt (bis 150°) eine Erhöhung der Festigkeit (und Härte) verbunden mit einem Abfall der Einschnürung ein. Die Dehnung verhält sich ähnlich wie die Einschnürung. Die Größe der Effekte ist nach Abb. 2 abhängig von der Dauer der Anlaßbehandlung. Glühen bei höheren Temperaturen hebt die Veredelung wieder auf und führt zu einem Abfall der Festigkeit, bis im vorliegenden Falle oberhalb 300° der durch geringe Festigkeit und hohe Einschnürung gekennzeichnete stabile Zustand erreicht ist.

Als Ursache des Veredelungsvorganges wird von den meisten Forschern der Zerfall des übersättigten Mischkristalls angesehen. Und zwar soll sich der wirksame Bestandteil zunächst in äußerst feinverteilter Form ausscheiden. Diese „kritische Dispersion“[1] bedinge die Veredelung, das Zusammenballen der Teilchen bei stärkerem Anlassen die folgende Entfestigung. Jedoch haben die bisherigen Untersuchungen gezeigt, daß die volle

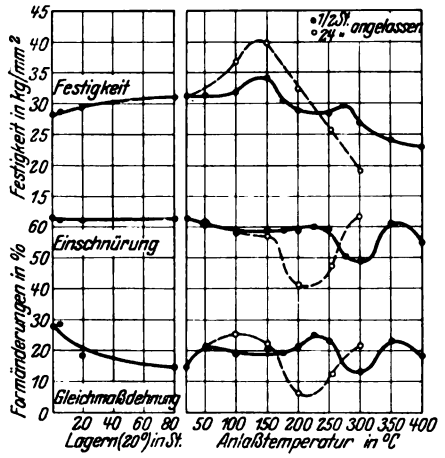


Abb. 2. Festigkeitseigenschaften einer Aluminiumlegierung mit 5% Cu nach dem Abschrecken von 525°. Lagern und Anlassen auf verschiedene Temperaturen.

Veredelung bereits nach Anlaßtemperaturen und Zeiten eintritt, bei denen ausgeschiedene Teilchen weder mikroskopisch[2] noch röntgenographisch[3] nachgewiesen werden konnten. Das Verhalten des elektrischen Widerstandes[4] und das in veredeltem Zustand geringere Rekristallisationsvermögen einzelner Kristalle[5] wiedersprechen sogar der Annahme, daß mit der Veredelung eine Ausscheidung in merklichem Betrage bereits erfolgt ist.

Auch die durch Abb. 2 wiedergegebenen Änderungen der Festigkeitseigenschaften beim Anlassen lassen kompliziertere Vorgänge vermuten, die sich nicht ohne weiteres aus der Ausscheidungsvorstellung ergeben. Bei kurzzeitigem Anlassen ($^1/_2$ Stunde) zeigt die Festigkeitskurve nicht ein, sondern nach unseren Versuchen stets zwei Maxima, getrennt durch ein Entfestigungsgebiet[1]. Dem ersten, starken Maximum der Festigkeit entspricht ein kaum merkliches Minimum in der Einschnürung (und auch Dehnung), dem zweiten schwächeren Festigkeitshöchstwert ein tiefes Einschnürungsminimum (und Dehnungsminimum). Eigenartigerweise scheinen diese Tatsachen bisher der Beobachtung entgangen zu sein. Bei längerem Anlassen (24 Stunden) rücken beide Gebiete nach niedrigeren Temperaturen hin zusammen, so daß sie nicht mehr zu trennen sind. Es sieht danach so aus, als ob beim Anlassen des übersättigten Mischkristalls zwei verschiedene Vorgänge zu unterscheiden sind.

Festigkeitsversuche an feinkristallinem Metall bereiten nun aber dem Verständnis Schwierigkeiten, da die Bedeutung mechanischer Kennziffern nicht in einfacher Weise zu übersehen ist und ihre Größe vielfach stark von ihrer Definition und der Durchführung der Prüfung abhängt. Zwecks einer einwandfreien Erkenntnis mechanischer Eigenschaften wurden daher weitere Zerreißversuche an einzelnen Kristallen durchgeführt. Solche einzelne Kristalle von Aluminiumlegierungen lassen sich leicht in Form zylindrischer Stäbe ähnlich wie Kristalle von reinem Aluminium nach dem Rekristallisationsverfahren herstellen[2].

Sucht man nun die Ursache der Veredelung, so kommt es darauf an, eine Verknüpfung zwischen den Veränderungen des Gefügezustandes und denen der Festigkeitseigenschaften aufzufinden. Es wurde daher zunächst versucht, den Verlauf der Ausscheidung röntgenographisch zu verfolgen.

Durchführung der Röntgenuntersuchungen.

Die bisherigen Untersuchungen haben gezeigt, daß es schwierig ist, die ausgeschiedenen $CuAl_2$-Kristalle an Hand ihrer Reflexe nachzuweisen. Da die Verbindung $CuAl_2$ nur in verhältnismäßig geringer Menge auftritt, können ihre Reflexe nur schwach sein[3]; außerdem entzieht sich wahrscheinlich ein Teil davon infolge seiner Feinkörnigkeit dem röntgenographischen Nachweis. Eine mengenmäßige Verfolgung der Ausscheidung erscheint demnach auf diesem Wege fast aussichtslos. Auch über den Zustand der Ausscheidungen läßt sich infolge der Schwäche ihrer Reflexe kaum etwas aussagen. Eine andere Möglichkeit[4], die Ausscheidungsvorgänge röntgenographisch zu verfolgen, beruht nun darauf, daß die Gitterkonstante des Aluminium-Kupfer-Mischkristalles vom Kupfergehalt abhängig ist. Ihre Größe, und damit auch die Lage der Reflexe auf der Röntgenaufnahme, muß sich infolgedessen mit dem Eintritt einer Ausscheidung ändern. Da der zu beobachtende Mischkristall den größten Teil des Materials ausmacht, hat man in der Regel intensive Reflexe zu erwarten. Meßtechnisch ist

[1] P. D. Mercia, R. G. Waltenberg u. H. Scott: Sc. Papers Bureau Standards 1919, Nr. 347.

[2] E. H. Dix u. H. H. Richardson: Trans. Am. Inst. Min. Met. Engg. 73, S. 560—580 (1926).

[3] E. Schmid u. G. Wassermann: Naturwissensch. 14, S. 980 (1926); Metallwirtschaft 7, S. 1329—1335 (1928).

[4] W. Fraenkel u. E. Scheuer: Naturwissensch. 12, S. 145 bis 148 (1924); W. Fraenkel: Z. Metallkunde 18, S. 189—192 (1926); W. Fraenkel u. L. Marx: Z. Metallkunde 21, S. 2—6 (1929).

[5] R. Karnop u. G. Sachs: Z. Physik 49, S. 480—497 (1928); G. Sachs: Z. Metallkunde 20, S. 428—430 (1928).

[1] Dieser Verlauf ist bei der 5proz. Cu-Al-Legierung durch drei unabhängige Versuchsreihen sichergestellt worden. Auch bei anderen Legierungen wurden ganz ähnliche Verhältnisse, wenn auch vielleicht weniger ausgesprochen, beobachtet.

[2] R. Karnop u. G. Sachs: a. a. O.

[3] E. Schmid u. G. Wassermann: a. a. O., konnten z. B. die $CuAl_2$-Reflexe erst beobachten, wenn etwa ein Drittel des Kupfergehaltes ausgeschieden war.

[4] N. Y. Siélakow: Rev. Met. 21, S. 528 (1924).

Digitized by Google

auch eine genaue Längenmessung, aus der ja die Bestimmung einer Gitterkonstante besteht, viel einfacher und zuverlässiger als eine Intensitätsmessung. Im Vergleich zum unmittelbaren Nachweis der ausgeschiedenen $CuAl_2$-Kristalle erscheint es daher wesentlich vorteilhafter, die Gitteränderung des Mischkristalls zu verfolgen.

Die Größe der zu erwartenden Effekte wurde zunächst durch Debye-Scherrer-Aufnahmen von Drähten mit verschiedenem Aluminiumgehalt festgestellt. Reinstes Aluminium wurde in geglühtem, unreines Aluminium und die Legierungen in abgeschrecktem Zustand untersucht. Um kontinuierliche Schwärzung der Interferenzkreise zu erhalten, wurden die in Form von 1 mm starken Drähten vorliegenden Proben etwas herabgezogen und auf 100°, $^1/_2$ Stunde angelassen, um innere Spannungen, die unscharfe Reflexe zur Folge haben, zu beseitigen.

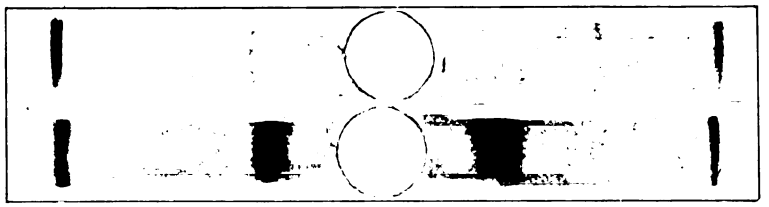


Abb. 3. Ausschnitte aus Debye-Scherrer-Aufnahmen von sehr reinem Aluminium (99,95% Al) und einer Kupfer-Aluminiumlegierung (4% Cu).

In der im folgenden beschriebenen Röntgenuntersuchung konnte eine Genauigkeit von etwa 0,01% erreicht werden. Damit ergibt sich die Möglichkeit, Gitteränderungen nachzuweisen, die einer Veränderung des Kupfergehaltes von rund 3% der überhaupt zur Ausscheidung kommenden Menge, das sind rund 0,1% Cu bzw. 0,2% $CuAl_2$ entsprechen.

Die erwünschte hohe Genauigkeit wurde in einfachster Weise mittels einer gewöhnlichen Debye-Scherrer-Kamera von großem Durchmesser $\left(\frac{300}{\pi} = \text{rd. } 95{,}5 \text{ mm}\right)$ erreicht[1]. Durch Verwendung eines einzelnen Kristalls konnten stets die gleichen, sehr intensiven Reflexe verfolgt werden. In der Kamera wurden Drehaufnahmen eines passend ausgesuchten Kristalls der 5proz. Legierung

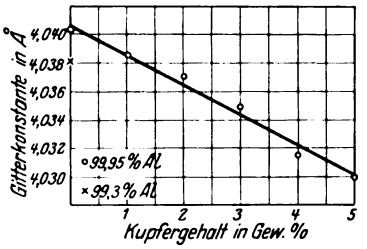


Abb. 4. Gitterkonstanten von Kupfer-Aluminiumlegierungen.

Da nach der weiter unten beschriebenen genauen Untersuchung mit Gitteränderungen verbundene Ausscheidungen erst bei höheren Temperaturen eintreten, konnte angenommen werden, daß die Legierungen in der bei hoher Temperatur beständigen Form als übersättigte Mischkristalle vorlagen[1].

Zur Bestimmung der Gitterkonstante dienten der hohen erforderlichen Genauigkeit[2] wegen nur die am stärksten abgelenkten Röntgenreflexe in der Nähe des Einstrichs der Röntgenstrahlen. Die in Abb. 3 wiedergegebene Aufnahme von reinstem Aluminium und der 4proz. Legierung geben den in Frage kommenden Ausschnitt des Films wieder, der somit um den Einstichpunkt der Röntgenstrahlen herumgelagert war[3].

Abb. 4 läßt erkennen, daß die Gitterkonstante von Aluminium durch Zusatz von Kupfer annähernd geradlinig mit dessen Menge verkleinert wird. Das unreine Aluminium (0,3% Si; 0,3% Fe) fällt aus dieser Gesetzmäßigkeit heraus, obwohl die Legierungen etwa die gleiche Menge an diesen Verunreinigungen enthalten. Es erklärt sich dies wohl aus der gegenseitigen Beeinflussung der Löslichkeit verschiedener Zusätze in Aluminium.

Nach dem Zustandsschaubild, Abb. 1, können sich bei der 5proz. Legierung fast die ganzen 5% Kupfer aus dem Aluminiumgitter ausscheiden. Dies entspricht nach Abb. 4 einer Zunahme der Gitterkonstanten um 0,3%.

nach verschiedener Behandlung hergestellt. Und zwar wurde der Kristall an einer einsetzbaren Drehachse festgeschraubt, mitsamt der Achse den verschiedenen Wärmebehandlungen unterworfen und jedesmal wieder in die Kamera eingesetzt. Dabei war durch eingeritzte Marken dafür Sorge getragen, daß die Achse und damit auch der Kristall stets wieder in die gleiche Stellung gelangten. Der Film lag unten in einer Nut und wurde oben durch einen federnden Ring gegen die Kamerawand gepreßt. Film und Kristall behielten also bei jeder Aufnahme die gleiche gegenseitige Lage bei. Der Film wurde in die Kamera so eingelegt, daß seine Mitte in den Eintrittspunkt der Röntgenstrahlen fiel. Dadurch wird erreicht, daß die Reflexe mit größten Ablenkungswinkeln und höchster Auflösung nach innen kommen.

Abb. 5 zeigt schematisch den zur Untersuchung verwendeten Teil der Filme. Von je vier gleichartigen Flecken der drei Interferenzkreise: 333-Kα_1, 333-Kα_2 und 422-Kα_2 wurden die Abstände $2s$ und $2e$ mit einem Komparator je zweimal ausgemessen. Daraus berechnet sich, wie bekannt, der Reflexionswinkel φ nach der Gleichung[2]:

$$\cos 2(90 - \varphi) = \frac{R}{\sqrt{R^2 + s^2}} \cdot \cos \frac{e}{R}, \qquad (1)$$

wobei R den Kameraradius bezeichnet. Mit φ läßt sich die Gitterkonstante a nach der Braggschen Gleichung:

$$a = \frac{\lambda \sqrt{h^2 + k^2 + l^2}}{2 \sin \varphi} \qquad (2)$$

[1] Dafür, daß das gesamte Kupfer sich in Lösung befindet, spricht die Tatsache, daß nach unseren Messungen die Gitterkonstante des Aluminiums durch Kupferzusatz sogar noch stärker verringert wird, als sich nach dem Raumbedarf der Kupferatome berechnet.

[2] Vgl. dazu die erfolglosen Untersuchungen von N. Y. Siélakow a. a. O.

[3] Vgl. A. E. van Arkel: Z. Kryst. Min. 67, S. 235—238 (1928). Die Auswertung der Filme erfolgte nach den dort entwickelten Grundsätzen.

[1] Die Aufnahmen wurden an einer Haddingröhre durchgeführt, die ohne Gleichrichtung an einen Transformator der Firma R. Seifert & Co., Hamburg 13, angeschlossen war. Die Spannung betrug etwa 25 kV, die Stromstärke 6 mA, die Belichtungszeit 15—20 st.

[2] Vgl. R. Glocker: Materialprüfung mit Röntgenstrahlen. Berlin 1927, S. 304—306.

Digitized by Google

berechnen. Hier sind h, k, l die Millerschen Indizes der betreffenden Kristallfläche und λ die Wellenlänge der benutzten Strahlung ($CuK\alpha_2: \lambda_2 = 1{,}53730$ Å; $CuK\alpha_2: \lambda_2 = 1{,}54116$ Å). Die Genauigkeitsbetrachtung an Hand der Gleichung (1) zeigt, daß für die 333-Reflexe ein Meßfehler von 0,05 mm in s etwa 1′ in φ ausmacht und 0,1 mm in e etwa 1,5′. Aus Formel (2) folgt daraus für einen möglichen Fehler in φ von $\Delta\varphi = 3' = 0{,}0009$ als Fehler der Gitterkonstante:

$$\frac{\Delta a}{a} = \operatorname{ctg}\varphi\,\Delta\varphi \sim 0{,}01\%\,. \qquad (3)$$

Diese hohe Genauigkeit beruht nach Formel (3) also darauf, daß für die benutzten großen Reflexionswinkel (φ_{333} war 82—84°) ctg φ nur noch $^1/_8$—$^1/_{10}$ beträgt.

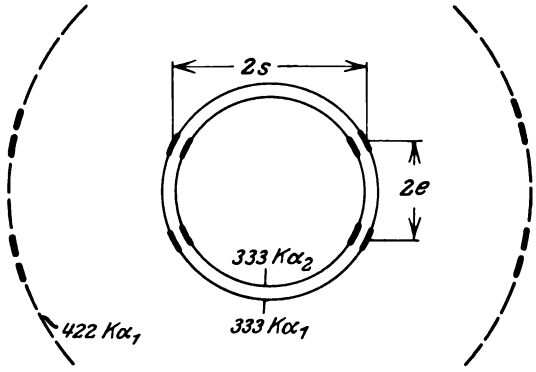


Abb. 5. Schematische Wiedergabe der ausgemessenen Röntgenreflexe der Drehaufnahmen.

Diese Meßgenauigkeit ist jedoch zunächst nur relativ; es ist noch zu berücksichtigen, daß durch die Unsicherheit des Kameraradius infolge ungenauer Zentrierung und der endlichen Dicke des Präparats, der Eindringungstiefe der Röntgenstrahlen und schließlich infolge Verziehens des Films Fehler von zunächst unbekannter, wenn auch bei dem gewählten Verfahren für alle Aufnahmen annähernd gleicher Größe hinzukommen. Es läßt sich aber auch die gleiche absolute Genauigkeit erreichen, wenn man berücksichtigt, daß sich eigentlich aus allen Reflexen der gleiche Wert der Gitterkonstante ergeben sollte, daß aber nach van Arkel[1] die genannten Fehlerquellen den Wert um den Betrag:

$$\Delta a = C \cdot (90 - \varphi) \cdot \operatorname{tg}(90 - \varphi). \qquad (4)$$

verfälschen. Zur Ermittlung der Konstanten C in Gleichung (4) verfährt man am einfachsten so, daß man die verschiedenen Meßwerte über den zugehörigen Werten von $(90 - \varphi)$ tg $(90 - \varphi)$ aufträgt und durch die Punkte eine mittlere Gerade legt. Deren Neigung ist dann die für die Korrektur der Meßwerte von a benutzte Konstante C.

Ein einzelner Kristall der Legierung mit 5% Cu wurde nun nacheinander den aus der Tafel 1 ersichtlichen Wärmebehandlungen unterworfen und jedesmal die Gitterkonstante bestimmt. Die Ergebnisse der Ausmessung und Auswertung der Röntgenaufnahmen, von denen die wichtigsten Abb. 6—15 zeigen, sind in Tafel 1 wiedergegeben. Die dritte und vierte Spalte enthalten die Mittelwerte der Meßgrößen $2s$ und $2e$, die fünfte Spalte die nach Gleichung (1) und (2) mit $R = \frac{150}{\pi}$ berechneten, unkorrigierten Gitterkonstanten a. Die sechste Spalte gibt schließlich die mit Hilfe von Gleichung (4) korrigierten Gitterkonstanten an. Hierbei sind zur Mittelwertsbildung nur die aus den $333\,a_1$- und a_2-Reflexen berechneten Werte benutzt, da die 422-Reflexe wegen des geringeren Ablenkungswinkels ($\varphi \sim 70°$) wesentlich ungenauere Werte liefern (vgl. Gleichung (3)) und nur zur Bestimmung der Korrektur nach Gleichung (4) dienten.

Die Zusammenstellung der Ergebnisse einer systematischen Versuchsreihe in Abb. 16 zeigt, daß die Übereinstimmung der Werte in der Tat 0,01% erreicht, also im wesentlichen durch die Meßgenauigkeit von 0,1 mm bestimmt ist. Über die Absolutgenauigkeit läßt sich unmittelbar nichts aussagen; nach der Übereinstimmung mit neueren Untersuchungen[1] dürfte sie etwa von gleicher Größe sein. Bei einer zweiten Versuchsreihe (vgl. Tafel 1) wurde noch die Aufnahmekamera, um konstante Temperatur zu halten, eisgekühlt. Die Kühlung war jedoch unvollkommen, so daß die Werte der Gitterkonstanten zwar etwas niedriger liegen als bei den Aufnahmen bei Raumtemperatur (20—21°), aber nicht um den erwarteten Betrag und auch stärker streuen.

Zur Ergänzung wurden von einem zweiten, ähnlich behandelten Kristall noch die in Abb. 17—21 wiedergegebenen Laueaufnahmen angefertigt.

Der Ausscheidungsvorgang im Röntgenbild.

Die Veränderungen, welche veredelbare Aluminiumlegierungen durch Wärmebehandlung erleiden, sind, wie schon früher festgestellt ist[2], nur mit verhältnismäßig schwachen Störungen in der geometrischen Konfiguration des Kristallgitters verbunden. Laueaufnahmen, Abb. 17—21, eines Kristalls nach verschiedener Behandlung unterscheiden sich kaum von Aufnahmen reiner, störungsfreier Aluminiumkristalle; und es sind nur geringe Abweichungen zwischen den Aufnahmen nach dem Abschrecken und nach dem Anlassen auf verschiedene Temperaturen festzustellen. Die Verwischung der stärksten Reflexe beim Anlassen auf 200° und das Wiederscharfwerden beim Anlassen auf 300° deutet wohl auf gewisse Veränderungen hin. Diese entziehen sich aber einer genaueren Deutung. Sie lassen nur erkennen, daß die gesamte Wärmebehandlung von kleinen Verkrümmungen der Kristallflächen von schätzungsweise 1° begleitet wird, ein Effekt, der z. B. nur einen geringen Bruchteil der Wirkung von Kaltverformungen beträgt.

Nach den Drehaufnahmen, Abb. 6—15, und dem Verlauf der daraus ermittelten Gitterkonstanten in Abb. 16 läßt sich nun über den Vorgang der Ausscheidung im übersättigten Mischkristall etwa folgendes aussagen: Durch halbstündiges Anlassen bis 220° treten keine über die Fehlergrenze der Versuche hinausgehenden Verände-

[1] a. a. O.

[1] Vgl. z. B. die soeben veröffentlichten, mit feinkristallinem Material durchgeführten Versuche von M. L. Gayler und G. D. Preston: Inst. Metals 1929, Vorbericht Nr. 489. [Referat in Metallwirtsch. 8, S. 281 (1929).]

[2] G. Sachs: Z. Metallkunde 18, S. 209—212 (1926); 20, S. 428—430 (1928); R. Karnop u. G. Sachs: Z. Phys. 49, S. 480—497 (1928).

Digitized by Google

Tafel 1. Gitterkonstante eines Kristalls einer Aluminiumlegierung nach verschiedener Wärmehandlung.

Wärmebehandlung	Reflex	Mittelwerte der Messungen in mm $2s$	$2e$	Gitterkonstante a in Å: Einzelwerte berechnet	Einzelwerte korrigiert	Mittelwert korrigiert	Bemerkungen
Von 525° in Eiswasser abgeschreckt bei 100°, $^1/_2$ st angelassen	333 α_2	$16{,}9_5$	$12{,}6_0$	4,0285	4,0303		
	333 α_1	$21{,}4_0$	$12{,}5_5$	277	302	4,0302	Probeaufnahme
	422 α_1	$66{,}0_{75}$	$12{,}9_0$	107			
400° $^1/_2$ st, 300° $^1/_2$ st-gegl. im Ofen erkaltet	333 α_2	$20{,}9_5$	$12{,}7_5$	372	395		
	333 α_1	$24{,}6_0$	$12{,}7_5$	361	390	4,0392	Probeaufnahme
	422 α_1	$67{,}5_0$	$14{,}3_0$	208			
Von 525° in Eiswasser abgeschreckt (Röntenaufnahme binnen 15 st)	333 α_2	$15{,}7_5$	$12{,}3_0$	289	307		
	333 α_1	$20{,}4_5$	$14{,}3_5$	282	307	4,0307	Raumtemperatur im Mittel 20÷21° C.
	422 α_1	$66{,}1_{25}$	$13{,}3_0$	115			
50°, $^1/_2$ st angelassen	333 α_2	$16{,}4_0$	$13{,}4_5$	287	305		
	333 α_1	$21{,}0_0$	$13{,}4_0$	281	306	4,0306	
	422 α_1	$66{,}1_{75}$	$13{,}0_5$	116			
100°, $^1/_2$ st angelassen	333 α^2	$16{,}4_{25}$	$13{,}7_0$	291	310		
	333 α^1	$20{,}9_{75}$	$13{,}6_0$	282	308	4,0309	
	422 α^1	$66{,}1_{25}$	$12{,}8_5$	109			
150°, $^1/_2$ st angelassen	333 α^2	$16{,}3_0$	$13{,}8_0$	291	310		
	333 α^1	$20{,}8_{25}$	$13{,}8_5$	282	308	4,0309	
	422 α^1	$66{,}0_5$	$13{,}1_0$	112			
200°, $^1/_2$ st angelassen	333 α_2	$16{,}3_{75}$	$13{,}8_0$	291	309		Flecken verwischt nach größeren Gitterkonstanten hin. Außen a ∼ 4,036 A.
	333 α_1	$20{,}8_{25}$	$13{,}7_0$	281	306	4,0307	
	422 α_1	$66{,}1_5$	$13{,}2_0$	115			
220°, $^1/_2$ st angelassen	333 α_2	$16{,}3_0$	$13{,}8_0$	291	309		
	333 α_1	$20{,}8_0$	$13{,}7_5$	281	306	4,0307	Schwacher Film.
	422 α_1	$66{,}2_0$	$15{,}0_5$	118			
255°, $^1/_2$ st angelassen	333 α_2 ?	$16{,}8_0$	$15{,}1_5$	321	343		Verwischte Flecken: außen a ∼ 4,039 Å innen a ∼ 4,033 Å
	333 α_1 ?	$21{,}7_5$	$15{,}1_5$	323	353	∼4,0348	
	422 α_1	$66{,}4_{75}$	$13{,}2_0$	141			
300° $^1/_2$ st angelassen	333 α_2 ?	$20{,}3_0$	$13{,}7_0$	370	396		Verwischte Flecken nach kleineren Gitterkonstanten hin. Sehr schwacher Film.
	333 α_1	$24{,}3_{25}$	$13{,}7_0$	367	400	4,0398	
	422 α_1	$67{,}1_5$	$12{,}9_0$	189			
350°, $^1/_2$ st angelassen	333 α_2	$19{,}7_{75}$	$13{,}5_0$	355	380		
	333 α_1	$23{,}6_{75}$	$12{,}6_0$	349	379	40,379	
	422 α_1	$67{,}0_5$	$12{,}7_5$	180			
400°, $^1/_2$ st angelassen	333 α_2	$19{,}7_{25}$	$13{,}6_5$	357	381		
	333 α_1	$23{,}4_{75}$	$13{,}6_5$	344	375	4,0378	
	422 α_1	$66{,}9_5$	$13{,}0_0$	176			
Von 525° in Eiswasser abgeschreckt (Röntgenaufnahme binnen 3 Tagen)	333 α_2	$17{,}8_{75}$	$11{,}5_0$	289	308		
	333 α_1	$22{,}1_0$	$11{,}5_0$	281	307	4,0307	
	422 α_1	$66{,}1_0$	$12{,}7_0$	106			
150°, $^1/_2$ st angelassen	333 α_2	$17{,}8_0$	$12{,}0_5$	303	321		
	333 α_1	$22{,}2_5$	$11{,}9_0$	290	314	4,0317	Raumtemperatur 20—21 °C
	422 α_1	$66{,}4_5$	$13{,}1_0$	138			
200°, 24 st angelassen	333 α_2 ?	22.3_{25}	$11{,}4_0$	387	413		
	333 α_1	$25{,}8_0$	$11{,}4_0$	377	410	4,0411	
	422 α_1	67.5_{25}	$12{,}4_0$	211			
Von 525° in Eiswasser abgeschreckt (Röntgenaufnahme binnen 3 Tagen)	333 α_2	19.3_0	$8{,}7_0$	288	306		
	333 α_1	$23{,}2_0$	$8{,}7_{25}$	278	302	4,0304	
	422 α_1	$66{,}6_0$	$10{,}2_5$	117			Kamera mit Eiswasser gek. Kristalltemperatur etwa 10° C.
50°, $^1/_2$ st angelassen	333 α_2	19.0_5	$8{,}9_5$	285	302		
	333 α_1	$23{,}0_0$	$8{,}9_5$	277	301	4,0301	
	422 α_1	$66{,}5_{75}$	$10{,}0_5$	114			
100°, $^1/_2$ st angelassen	333 α_2	19.8_{25}	$7{,}1_5$	286	304		
	333 α_1	23.6_{75}	$7{,}1_5$	277	302	4,0303	
	422 α_1	66.7_{25}	$8{,}7_0$	113			
150°, $^1/_2$ st angelassen	333 α_2	$19{,}9_2$	$7{,}2_5$	289	307		
	333 α_1	$23{,}7_8$	$7{,}2_5$	281	306	4,0306	
	422 α_1	66.7_5	8.7_{25}	115			
250°, dann 300° $^1/_2$ st angelassen	333 α_2	22.5_{25}	$7{,}5_0$	352	375		
	333 α_1	26.1_5	$7{,}5_0$	348	378	4,0377	
	422 α_1	67.6_0	8.7_5	183			

Digitized by Google

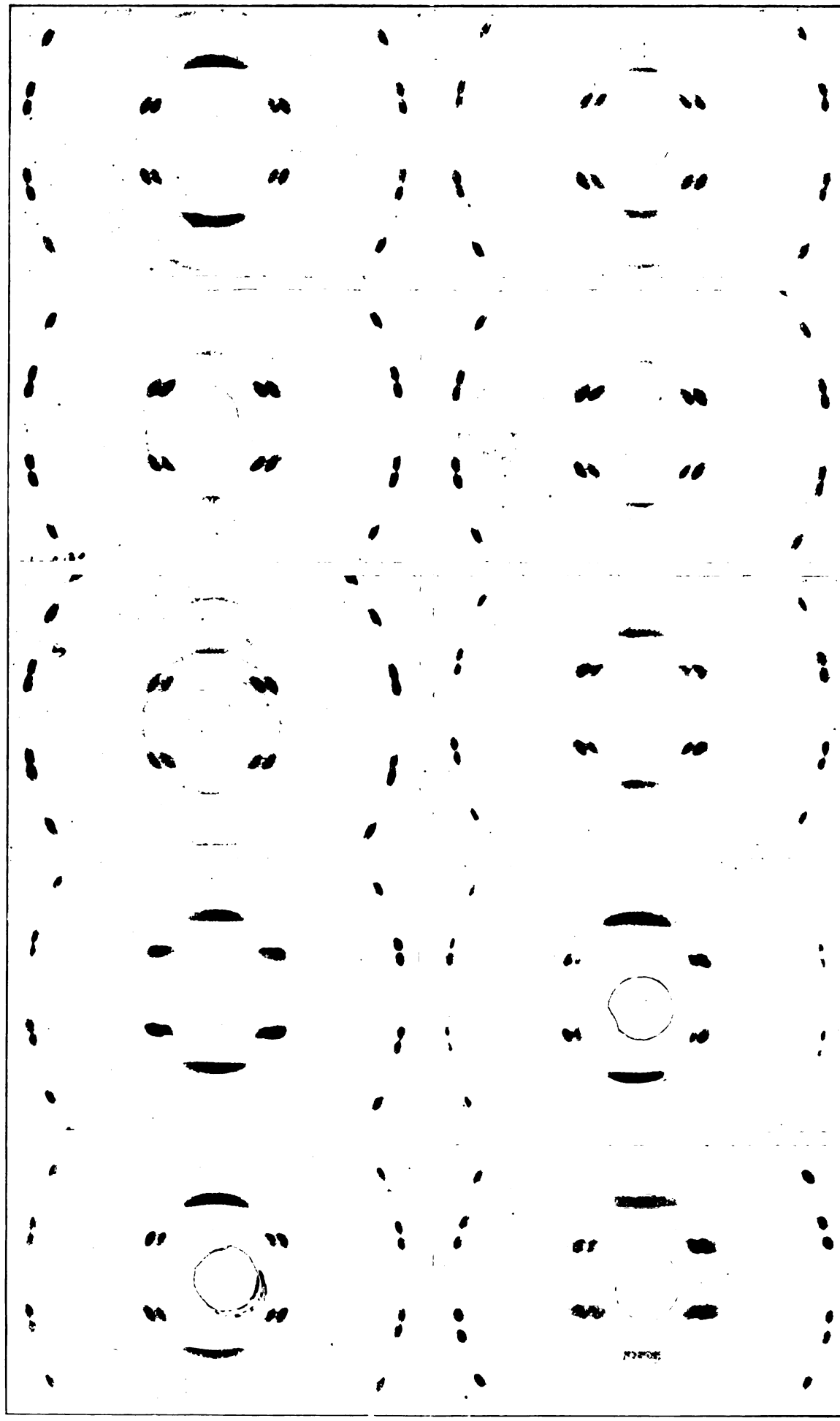


Abb. 5. Ausschnitte aus Drehkristallaufnahmen eines einzelnen Kristalls einer Aluminium-Legierung mit 5% Cu nach verschiedener Behandlung (nat. Größe).

Digitized by Google

rungen der Gitterkonstante ein[1]. Bis 150° Anlaßtemperatur, Abb. 7—10, ist überhaupt keine Veränderung der Röntgenbilder festzustellen[2]. Von 200° ab, Abb. 11, erscheinen die Reflexe nach außen, d. h. nach größeren Gitterkonstanten hin ausgewischt. Es ist also dann schon eine Ausscheidung eingetreten, die aber nach der scheinbaren Erhaltung der Gitterkonstante den größten Teil des Kristalles nicht berührt. Es müssen vielmehr solche Änderungen eingetreten sein, die stärkeren Ausscheidungen in kleinen Gitterbereichen entsprechen. Die Ausscheidung geht also danach inhomogen vor sich[3].

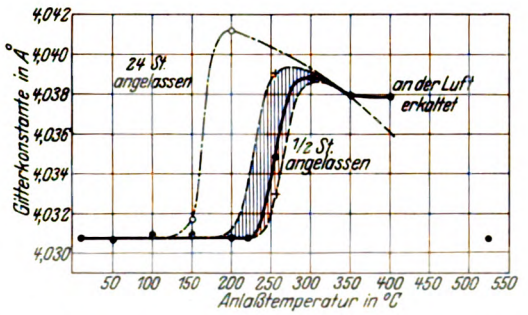


Abb. 16. Gitterkonstante eines Kristalls einer Aluminiumlegierung (5% Cu) nach Abschrecken und verschiedener Wärmebehandlung.

[1] Es bleibt noch die Möglichkeit, daß in diesem Bereich Veränderungen unter der Genauigkeitsgrenze der vorliegenden Versuche eingetreten sind. Gewisse Veränderungen von Aluminiumlegierungen beim Lagern und Anlassen auf niedrige Temperaturen sind schon mit Hilfe von Spiegelapparaten (E. Heyn u. E. Wetzell: Mitt. KWI. Metallf. 1, S. 19—23 [1922]) und dilatometrischen Messungen festgestellt. So fanden P. Chevenard u. A. Portevin: Comptes Rendus 186, S. 144—146 (1928), bei Untersuchung einer ähnlichen Legierung wie hier mit dem Differentialdilatometer eine Längenabnahme von 0,006% beim Anlassen auf 150°, deren Ursache sie allerdings in irgendwelchen Verunreinigungen vermuten. Auch M. L. V. Gayler u. D. G. Preston, a. a. O., fanden bei 24stündigem Lagern eine Dichteänderung von gleicher Größenordnung. Zur Feststellung einer Gitteränderung dieser Größe reicht vorläufig die Versuchsgenauigkeit der Röntgenverfahren nicht aus. Es erscheint aber nicht ausgeschlossen, auch diese Genauigkeit zu erzielen.

[2] Die Aufnahmen liefen etwa 15—20 st, in der Regel an drei aufeinanderfolgenden Tagen, so daß also der Zustand des Kristalls sofort nach dem Abschrecken nicht erfaßt werden kann. Daß jedoch während dieser Zeit keine Veränderungen eingetreten sind, geht einmal daraus hervor, daß die Reflexe vollkommen scharf sind (Abb. 7). Auch ergeben eine nach dem Abschrecken innerhalb 15 st und eine erst innerhalb 3 Tagen fertiggestellte Röntgenaufnahme genau den gleichen Wert der Gitterkonstanten (Tabelle 1). Immerhin ist festzuhalten, daß sich bei diesen Versuchen Veränderungen, die innerhalb 1—2 st nach dem Abschrecken eintreten, dem Nachweis entziehen würden. In erster Linie interessiert die Frage, ob in dieser Zeit schon Ausscheidungen eingetreten sein können. Dagegen spricht einmal die obenerwähnte Tatsache, daß die Gitterkonstante des Aluminiums durch Kupferzusatz eher stärker verändert wird, als dem Raumbedarf der Kupferatome entspricht. Da ferner Ausscheidungen erst wieder bei höheren Temperaturen erfolgen, würde sich auch ein thermodynamisch ganz unwahrscheinlicher Verlauf der Ausscheidung ergeben.

[3] Dies ist schon bei anderen Legierungen verschiedentlich beobachtet worden: E. C. Bain: Trans. Am. Inst. Min. Met. Engg. (1927) Vorbericht; N. Seljakow, G. Kurdjumow u. N. Goodtzow: Z. Phys. 45, S. 384—408 (1927). An einer Kupfer-Aluminiumlegierung ist die gleiche Feststellung auch von M. L. V. Gayler u. G. D. Preston: Inst. Metals 1929, Vorbericht 489, gemacht worden. Die Aussage von Gayler u. Preston, daß die Kriställchen im Haufwerk dabei in sich homogen bleiben, ist aber röntgenologisch nicht gerechtfertigt. Die Gitteränderung eines Kristalls hat nur dann eine Verlagerung des Reflexes in monochromatischen Aufnahmen zur Folge, wenn damit Orientierungsänderungen verbunden sind. Dies ist aber nach unseren Laueaufnahmen nicht in ausreichendem Maße der Fall.

Dem entspricht auch, daß in der Aufnahme Abb. 12 nach dem Anlassen bei 255° ½ st die nunmehr eingetretene Aufweitung des Gitters mit einer Verwischung der Reflexe verbunden ist, die innerhalb der durch die

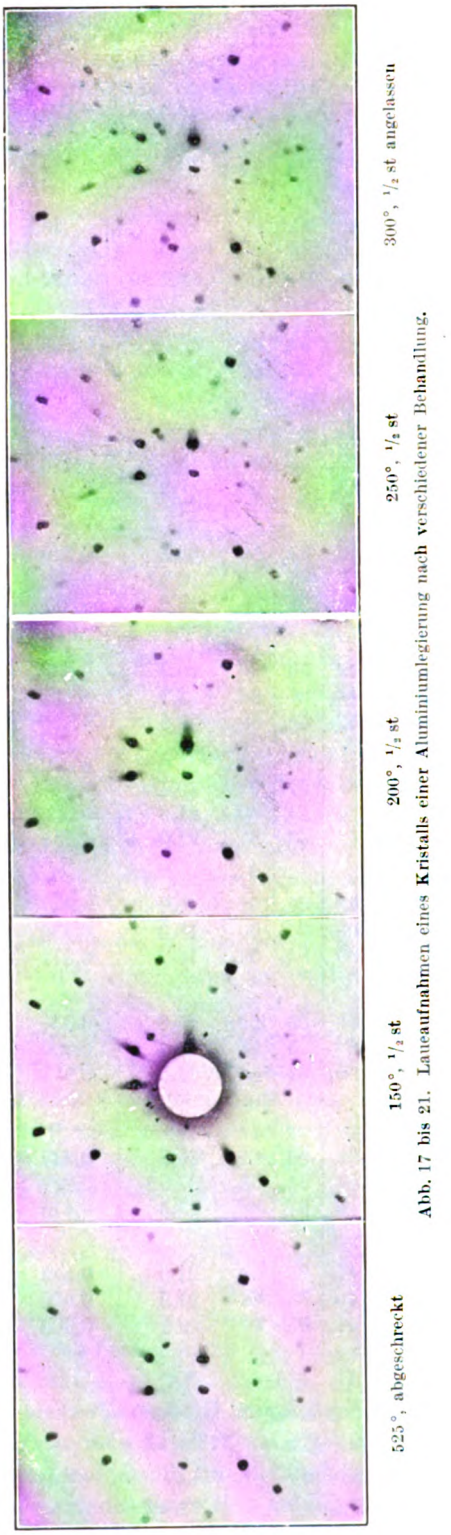


Abb. 17 bis 21. Laueaufnahmen eines Kristalls einer Aluminiumlegierung nach verschiedener Behandlung.

Digitized by Google

Tafel II. Festigkeitseigenschaften von Kristallen einer Aluminiumlegierung mit 5% Kupfer nach verschiedener Wärmebehandlung.

Behandlung	Winkel: Stabachse-Würfelkanten α_1	α_2	α_3	Streckgrenze (0,5% Gesamtdehnung) Zugspannung s 0,5 kg/mm²	Umrechnungsfaktor $\cos\varrho$ $\cos\eta$	wirksame Schubspannung τ 0,5 kg/mm²	Festigkeit σB kg/mm²	Gleichmaßdehnung δg %	Bemerkungen
525° abgeschreckt (innerhalb 2 st zerrissen)	45_5	57	63	13,0	0,371	4,9	31,6	14	$\tau_{0,5} = s_{0,5} \cdot \cos\varrho \cos\varphi$
	53	53	58_5	20,0	0,311	6,2	37,0	9	ϱ = Winkel: Stabachse-Gleitrichtung
						5,6			
nach 3 Tagen	49_5	55	60	27,1	0,336	9,1	39,4	8	φ = Winkel: Stabachse-Gleitflächennormale
	43_5	58_5	63_5	22,8	0,379	8,6	37,2	17	
	54	54	55_5	32,0	0,277	8,9	42,7	5	
						8,9			
50°, $^1/_2$ st angelassen	52	52	61	23,2	0,333	7,7	37,9	11	
	52_5	55	57	24,0?	0,297	7,1	38,5	6	
						7,4			
100°, $^1/_2$ st angelassen	49	53_5	62	23,0	0,356	8,2	38,0	11	
	7	83_5	87	18,5	0,479	8,3	33,6	16	
	53_5	55	56	31,8	0,288	9,1	43,1	8	
						8,5			
150°, $^1/_2$ st angelassen	50	55_5	59	22,5	0,329	7,4	38,7	8	
	7	84	88	16,0?	0,540	7,2	30,5	19	
	53	53	58_5	24,2	0,311	7,5	39,6	7	
						7,4			
200°, $^1/_2$ st angelassen	49	56	60	19,3	0,335	6,5	34,9	10	
	41_5	67	68	13,7	0,419	5,7	29,7	23	
	52_5	52_5	59_5	22,5	0,320	7,2	38,9	7	
						6,5			
(220°, $^1/_2$ st)	51	51	62	20,4	0,347	7,1	35,9	11	
250°, $^1/_2$ st angelassen	50	54	60_5	21,5	0,336	7,2	35,4	6	
	52_5	53_5	57_5	21,0	0,311	6,5	37,2	7	
						6,9			
300°, $^1/_2$ st angelassen	48	55	62	15,0	0,357	5,4	31,8	11	
	50	54_5	60	13,0	0,334	4,3	32,4	12	
	50	54_5	54_5	16,2	0,273	4,4	32,4	9	
						4,4			
(350°, $^1/_2$ st)	48	58	59	14,0	0,330	4,6	32,0	10	
400°, $^1/_2$ st angelassen	53	53	58	15,4	0,306	4,7	33,0	10	
	50_5	54	54	14,5	0,277	4,0	32,4	8	
						4,4			
525° abgeschr.	50	53_5	61_5	33,8	0,347	11,7	45,0	10	
3 Tg. gelagert	54	54	55_5	38,0?	0,277	10,5	50,5	9	
155°, 18 st angelassen	6	84_5	88_5	25,5	0,445	11,4	36,9	14	
						11,2			
200°, 24 st angelassen	47_5	55	62_5	21,0	0,363	7,6	36,7	11	
	49	68	68	21,3	0,316	6,7	37,2	10	
	44	55	67	20,0	0,406	8,1	35,1	7	
						7,5			

Ausscheidung bestimmten Grenzen der Gitterkonstanten bleibt. Im vorliegenden Falle ist also die Verwischung der Flecken größtenteils auf die inhomogene Ausscheidung zurückzuführen. Wieweit innere Spannungen dabei auftreten, die ebenfalls zur Verwischung beitragen können[1], läßt sich hier nicht erkennen. Bei 300° entspricht dann nach Abb. 13 die Gitterkonstante offenbar schon einer fast vollständigen Ausscheidung. Jedoch deuten die Auswischungen der Reflexe in Abb. 13, und zwar diesmal nach innen zu, darauf hin, daß noch einzelne Gitterbereiche an Kupfer übersättigt sind. Erst nach dem Anlassen bei 350° und 400°, $^1/_2$ st, Abb. 14, sind die Reflexe wieder scharf; die Ausscheidung hat also vollständig stattgefunden. Daß die Gitterkonstante nun kleiner ist als bei 300°, erklärt sich daraus, daß oberhalb 300° schon wieder etwas Kupfer in Lösung geht und beider verhältnismäßig schnellen Abkühlung in Luft nicht wieder vollständig ausgeschieden wird.

Wird der Kristall nach dem Abschrecken (und Lagern infolge der Röntgenaufnahme) 24 st bei 150° angelassen, so ist die Gitterkonstante nach Abb. 15 entsprechend etwa 10% Ausscheidung größer geworden. Die deutliche Verwischung nach größeren Gitterkonstanten hin zeigt jedoch, daß der Zerfall teilweise schon weiter fortgeschritten ist, so daß schätzungsweise 20% der Gesamtmenge ausgeschieden sein mögen. Nach dem Anlassen dieser Probe auf 200°, 24 st, ist dann die Ausscheidung nach Abb. 16 praktisch vollständig.

Interferenzen der neuentstandenen Kristallart sind in der bei 400°, $^1/_2$ st, und 300°, $^1/_2$ st, geglühten Probe, Abb. 6, in Form zweier schwacher Ringe zu erkennen. Die Körnchen der ausgeschiedenen Kristallart zeigen dabei keine gerichtete Orientierung. Wo sie im Kristallgitter des Mischkristalls gelagert sind, darüber läßt sich röntgenographisch nichts aussagen. Nach dem Anlassen bei 255°, $^1/_2$ st, Abb. 12, waren dagegen von der Ausscheidung, die nach der Veränderung der Gitterkonstante etwa zur Hälfte eingetreten ist, keine Reflexe zu erkennen, obwohl gerade diese Aufnahme ganz besonders intensiv ausgefallen ist.

Festigkeitseigenschaften einzelner Kristalle.

Um nun den Ausscheidungsvorgang mit den Veränderungen der mechanischen Eigenschaften zu verknüpfen, wurden Zugversuche an einzelnen Kristallen durchgeführt, die in gleicher Weise behandelt waren wie die Kristalle für die Röntgenaufnahmen. Zu den Versuchen standen 31 gleichzeitig hergestellte Kristalle zur Verfügung, von denen je 2—3 nach einer bestimmten Be-

[1] O. Dahl, D. Holm u. G. Masing: Z. Metallkunde 20, S. 431—433 (1928).

Digitized by Google

handlung zerrissen wurden. Von den Kristallen wurden die Zugkurven in der Weise aufgenommen, daß bei geeigneten Laststufen der Querschnitt in seiner größten und kleinsten Ausdehnung gemessen wurde. Tafel 2 gibt die wichtigsten Ergebnisse dieser Versuche wieder.

Schon die technologischen Zugkurven, die sich durch Auftragung der auf den ursprünglichen Querschnitt bezogenen Zugspannung über der Querschnittsänderung (bzw. Dehnung) ergeben, lassen anschaulich einige durch die Veredelung und Ausscheidung bewirkten Veränderungen des Stoffes erkennen. Da die Eigenschaften von Kristallen in starkem Maße von der Orientierung, d. h. der Lage des Atomgitters zur Zugrichtung, abhängig sind, kommen jedoch für einen genaueren Vergleich nur die Kurven ähnlich orientierter Kristalle in Betracht. Um den kristallographischen Beziehungen noch weiter gerecht zu werden, sind außerdem in Abb. 22 und 23 nicht Zugspannungen σ aufgetragen, sondern diese sind auf die in den Gleitsystemen wirksamen Schubspannungen τ reduziert, gemäß der bekannten Formel:

$$\tau = \sigma \cos\varrho \cdot \cos\varphi\,, \qquad (5)$$

worin ϱ der Winkel der Stabachse zur Gleitrichtung und φ der Winkel der Stabachse zur Gleitflächennormale ist. Dabei sind jedoch der Einfachheit halber die Orientierungsänderungen (im Mittel 3—4°) vernachlässigt, die während der Dehnung erfolgen. Da die Kristalle sich nicht in jedem Zustand wie einwandfreie Kristalle verhalten (siehe weiter unten), ist eine strenge Umrechnung auch nicht durchführbar.

Die Kurve des abgeschreckten (und innerhalb einer Stunde zerrissenen) Kristalls in Abb. 22 zeigt einen ähnlichen Verlauf wie die Kurven reiner Aluminiumkristalle, verläuft aber bei wesentlich höheren Spannungen. Eine Streckgrenze ist zwar vorhanden, da das Fließen ziemlich plötzlich einsetzt; sie ist aber insofern nicht scharf ausgeprägt, als sofort eine starke Verfestigung erfolgt. Die Kurven der gelagerten und bei Temperaturen bis 200°, $^1/_2$ st angelassenen Kristalle zeigen dagegen meistens eine ganz ausgeprägte und gegenüber dem abgeschreckten Zustande wesentlich erhöhte Streckgrenze. Auch der gesamte Kurvenverlauf ist erhöht, jedoch nicht in gleichem Maße wie die Streckgrenze. Infolgedessen sind die Unterschiede in den Streckgrenzen der verschieden behandelten Kristalle wesentlich größer als etwa in den Festigkeiten. Dabei steigen die Streckgrenzen, deren Abhängigkeit von der Behandlung in Abb. 24 besonders wiedergegeben ist, und die Festigkeit durch das 3tägige Lagern zunächst stark an, werden dann eigentümlicherweise durch Anlassen auf 50° $^1/_2$ st erniedrigt[1] und durch Anlassen auf 100° $^1/_2$ st wieder erhöht, aber in dieser kurzen Zeit nicht mehr bis auf die Werte der gelagerten Kristalle. Anlassen über 100° bewirkt dann erneut einen mit der Höhe der Anlaßtemperatur bis 200° zunehmenden Abfall der Streckgrenze und Festigkeit.

Beim Anlassen auf 250°, $^1/_2$ st, ist dann der Kurvenverlauf plötzlich ganz verändert. Die Streckgrenze ist verwischt, der übrige Kurvenverlauf wie bei feinkristallinem Material stark gekrümmt. Die Streckgrenze läßt sich daher nicht mit Sicherheit angeben, und in Abb. 24 ist aus diesem Grunde als „Streckgrenze" der Spannungswert bei einer Gesamtdehnung von 0,5% gewählt worden. Diese Streckgrenze, sowie auch die Festigkeit der bei 250°, $^1/_2$ st angelassenen Kristalle (vgl. Tafel 2) sind nun nicht unwesentlich erhöht gegenüber den Werten bei 200°, $^1/_2$ st, ganz in Übereinstimmung mit dem Befund an feinkristallinem Werkstoff in Abb. 2. Anlassen auf 300°, $^1/_2$ st, bewirkt wieder einen Abfall der Streckgrenze und Festigkeit. Die Streckgrenze ist ausgeprägter als bei 250°, der Kurvenverlauf erscheint auch nicht mehr in dem Maße gekrümmt. In diesen beiden Fällen brachen alle Kristalle ohne Lastabfall und Einschnürung, im Gegensatz zu den anders behandelten Kristallen.

Nach dem Anlassen bei 400°, $^1/_2$ st, ist die Kurve ganz ähnlich wie in abgeschrecktem Zustande. Da die Kristalle an der Luft abgekühlt wurden und vor dem Zerreißen 2 Tage lagerten, und in früheren Versuchen halb so hohe Werte der Streckgrenze nach sorgfältigem Ausglühen (400° $^1/_2$ st; 300° $^1/_2$ st) festgestellt sind[1], ist hier offenbar wieder eine geringe Veredelung eingetreten.

In einer zweiten Versuchsreihe, Abb. 23, wurden einige Kristalle (nach dreitägigem Lagern) bei 155°, 18 st und davon die Hälfte bei 200°, 24 st geglüht. Die Kurven der bei 155° angelassenen Kristalle verlaufen nunmehr bei sehr hohen Spannungen und zeigen ebenfalls eine ausgesprochene Streckgrenze. Nach dem Anlassen bei 200° ist dagegen die Streckgrenze stark verwischt, der Kurvenverlauf erniedrigt und stark gekrümmt.

Diese Änderungen des Kurvenverlaufs weisen darauf hin, daß bei den Kristallen, die im Gebiete inhomogener Ausscheidung angelassen werden, starke Störungen des kristallographischen Gleitvorgangs vorliegen. Diese machen sich auch in der Geometrie des Verformungsvorgangs geltend. Wie eine photographische Wiedergabe der Querschnitte der zerrissenen Kristalle in Abb. 25 zeigt, wird nämlich der Querschnitt zwar bei den abgeschreckten und niedrig angelassenen Kristallen elliptisch, so wie es bei ungestörter, kristallographischer Gleitung auf einem Gleitsystem der Fall sein sollte. Nach dem Anlassen bei Temperaturen, bei denen nach den Röntgenaufnahmen (Abb. 6—15) Ausscheidungen in stärkerem Maße eingetreten sind, bleibt dagegen der Querschnitt beim Zerreißversuch rund. Ferner trat auch bei den niedrig angelassenen Proben in der Regel die bei störungsfreiem Gleiten auf einer Kristallfläche zu erwartende Vergrößerung einer Querschnittsdimension in geringem Maße ein. Auch ergibt sich aus Tafel 2, daß die Kristalle mit Ausscheidungen lange nicht die Orientierungsunterschiede der Streckgrenze und Festigkeiten aufweisen, wie die anderen Kristalle. Es sei ferner noch darauf hingewiesen, daß sich niedrig angelassene Kristalle bei der Rekristallisation nach dem Zerreißen ebenfalls wie ungestörte Kristalle verhalten, also erst bei hohen Temperaturen rekristallisieren. Hoch angelassene Kristalle rekristallisierten dagegen bei ebenso niedrigen Tempera-

[1] Vgl. W. Fraenkel u. L. Marx: Z. Metallkunde 21, S. 2 bis 6 (1929); M. L. V. Gayler u. G. D. Preston, a. a. O.

[1] R. Karnop u. G. Sachs, a. a. O.

Digitized by Google

turen wie feinkristallines Material[1]. Die veredelten Kristalle verhalten sich schließlich auch in ihren elastischen Eigenschaften und bei Torsion ganz, wie es von einzelnen Kristallen zu erwarten ist[2].

Auf eine weitere Auswertung der Zugversuche nach kristallographischen Gesichtspunkten wurde angesichts dieser Störungen verzichtet.

verschiedene Behandlung zurückzuführen sein. Jedoch scheint auch die Veredelung einzelner Kristalle früher vor sich zu gehen als die gleichbehandelter feinkristalliner Proben.

Aus den Zugkurven der Kristalle ergibt sich als unmittelbar beobachtbare Wirkung der Ausscheidungen in feinverteilter Form eine starke Steigerung der Verfesti-

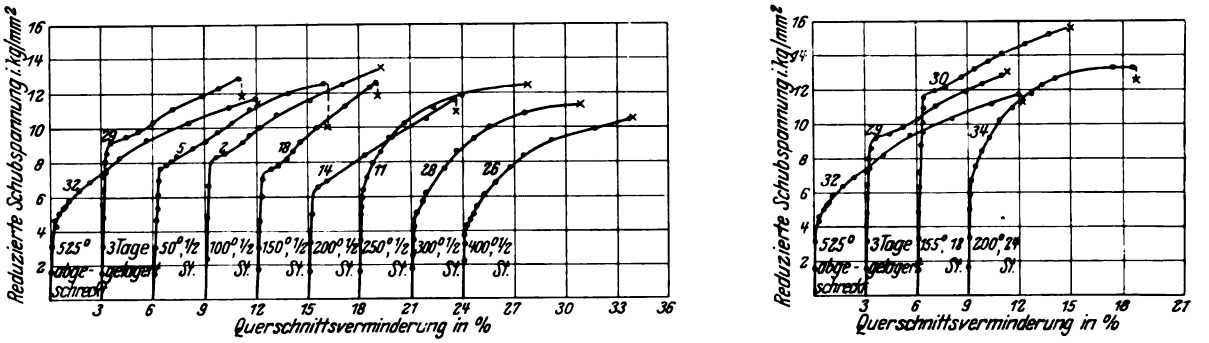


Abb. 22 und 23. Zugkurven von Kristallen einer Aluminiumlegierung nach verschiedener Behandlung.

Ausscheidung und Veredelung.

Schon ein Vergleich der Festigkeitseigenschaften von feinkristallinem Werkstoff in Abb. 2 mit den Ergebnissen der Röntgenuntersuchung in Abb. 16 läßt erkennen, daß die Ausscheidung in merklicher Menge offenbar erst nach Behandlungen auftritt, bei denen die Veredelung schon in starkem Maße eingetreten oder sogar wieder eine Entfestigung erfolgt ist. Ferner zeigt Abb. 2, daß die eigentliche Veredelung durch starke Erhöhung der Festigkeit ohne wesentliche Verminderung der Einschnürung und Dehnung gekennzeichnet ist. Mit der Ausscheidung tritt

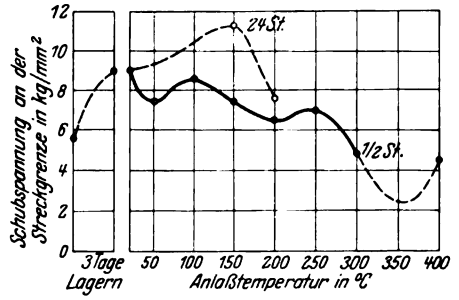


Abb. 24. Streckgrenze von Kristallen einer Aluminiumlegierung nach verschiedener Behandlung.

offenbar zunächst erneut eine Festigkeitserhöhung ein, die aber nun mit einem starken Abfall der Dehnung und Einschnürung verbunden ist.

Die Versuche an einzelnen Kristallen, Abb. 22 und 23, Tafel 2, bestätigen diese Feststellungen für deren Festigkeit und in gleicher Weise auch für deren Streckgrenze, Abb. 24. Obwohl die Kristalle insofern eine etwas andere Behandlung durchgemacht haben, als sie auch bei allen niedrigen Temperaturen mit angelassen wurden, während die feinkristallinen Proben nach dem Lagern unmittelbar die aus Abb. 2 ersichtliche Behandlung erlitten, ist die Übereinstimmung zwischen Kristallen und Haufwerkproben sehr weitgehend. Im ganzen liegen die Effekte bei den Kristallen um etwa 50° nach niedrigen Temperaturen hin verschoben. Dies dürfte teilweise auf die

gung in den ersten Dehnungsstadien, und damit die Verwischung der Streckgrenze und der gekrümmte Kurvenverlauf. Diese Wirkung läßt sich ohne weiteres aus Störungen des kristallographischen Gleitvorganges verstehen, die sich stets in ähnlicher Form äußern[1]. Bemerkenswert erscheint aber dabei die Tatsache, daß erst erhebliche Mengen der Ausscheidung diese Veränderung der Kurvenform zu bewirken vermögen. Obwohl dem Röntgenbefund nach in den bei 200° ½ st und 155° 18 st angelassenen Kristallen die Ausscheidungen zu einem Bruchteil schon erfolgt sind, ist doch die Kurvenform kaum verändert. Über das Verhalten der Dehnung und Einschnürung kann den Versuchen an einzelnen Kristallen nichts Sicheres entnommen werden. Hierbei macht sich die starke Orientierungsabhängigkeit dieser Größen störend bemerkbar. Auch kommt ihnen anscheinend nicht die gleiche Bedeutung zu wie bei gewöhnlichem feinkristallinem Material.

Es unterliegt danach keinem Zweifel mehr, daß der Veredelungseffekt scharf von der mechanischen Wirkung feinverteilter kristallinischer oder subkristallinischer (amorpher) Ausscheidungen zu unterscheiden ist. Die Veredelung der untersuchten Aluminiumlegierung ist nach unseren Versuchen ein Vorgang, der sich bei unverändertem Mischkristallgitter abspielt, ohne daß bisher optisch oder röntgenoptisch irgendein Effekt nachweisbar ist.

Im übrigen sind die Gesetzmäßigkeiten der Eigenschaftsänderungen bei der Veredelung offenbar sehr verwickelt und bedürfen zu ihrer Aufklärung noch sehr eingehender Untersuchungen[2]. Eine einmal eingetretene Veränderung, etwa durch Lagern, bewirkt z. B. beim Anlassen auf erhöhte Temperaturen ganz andere Eigenschaftsänderungen als sofortiges Anlassen nach dem Abschrecken[3]. Bei kaltverformtem Material kann eine Veredelung anscheinend ganz ausbleiben, so daß als Wirkung

[1] R. Karnop u. G. Sachs, a. a. O.
[2] R. Karnop u. G. Sachs: Z. Phys. 53, S. 605—618 (1929).

[1] Vgl. M. Masima u. G. Sachs: Z. Phys. 50, S. 161—186 (1928).
[2] W. Fraenkel u. L. Marx, a. a. O.
[3] Vgl. auch M. L. V. Gayler u. G. D. Preston: Inst. Metals 1929, Vorbericht 489.

Digitized by Google

des Anlassens nur eine Erniedrigung der Einschnürung und Dehnung feststellbar ist. Die vorliegenden Versuche begründen auch die bekannten Unterschiede in den Eigenschaften solcher Legierungen, die bei niedrigen (Raumtemperatur) und bei hohen Temperaturen veredelt sind. Während bis etwa 100° auch bei sehr langer Anlaßdauer praktisch noch keine Ausscheidung erfolgt, ist diese bei 150° schon im Laufe eines Tages zu schätzungsweise 20% vor sich gegangen.

Ob auch bei anderen Stoffen eine Veredelung von dem Eintreten der Ausscheidungen isoliert werden kann, ist vorläufig nicht zu übersehen. Die bisher vorliegenden Beobachtungen lassen bei anderen Legierungen in der Regel eine Festigkeitserhöhung mit einer Verminderung des Formänderungsvermögens (Einschnürung und Dehnung) verbunden erscheinen. Dies würde aber darauf hindeuten, daß dann Ausscheidungen schon eingetreten sind, ähnlich wie auch hier bei 24stündigem Anlassen von feinkristallinem Material (Abb. 2) die Veredelung von der Wirkung der Ausscheidung schwer zu trennen ist.

Bei Kupfer-Aluminiumlegierungen muß jedenfalls in Übereinstimmung mit der Auffassung von Fraenkel[1] die Ursache der Veredelung in Vorgängen gesucht werden, die sich innerhalb des Kristallgitters vor dem Austritt der $CuAl_2$-Moleküle abspielen[2]. Naheliegend ist es zunächst, an eine Vorbereitung der Ausscheidung innerhalb der festen Lösung zu denken, also etwa an das Zusammenwandern der zur Verbindungsbildung benötigten Atome[3] und an die Häufung mehrerer solcher Atomkomplexe an gewissen Gitterstellen. Von diesem Gesichtspunkt aus dürfte vor allem die Feststellung von Bedeutung sein, ob die Ausscheidungen zunächst so fein sind, daß sie geradezu als einzelne Moleküle angesprochen werden können, oder ob größere Atomkomplexe zur Ausscheidung gelangen.

Welcher Art diese Vorgänge sind, wird sich schwer feststellen lassen, solange nicht ein Mittel gefunden ist, die feineren Baueinzelheiten eines Kristallgitters festzustellen. In dieser Hinsicht versprechen Röntgenuntersuchungen immer noch in erster Linie Erfolg, obwohl zur Zeit die Verfahren der Röntgenphysik noch zu unempfindlich sind. Die Verfolgung anderer „integraler" Eigenschaften, wie z. B. der elektrischen Leitfähigkeit, kann dagegen zwar als empfindliches Reagens anzeigen, daß etwas geschieht, gibt jedoch über die Natur der Vorgänge keinen Aufschluß.

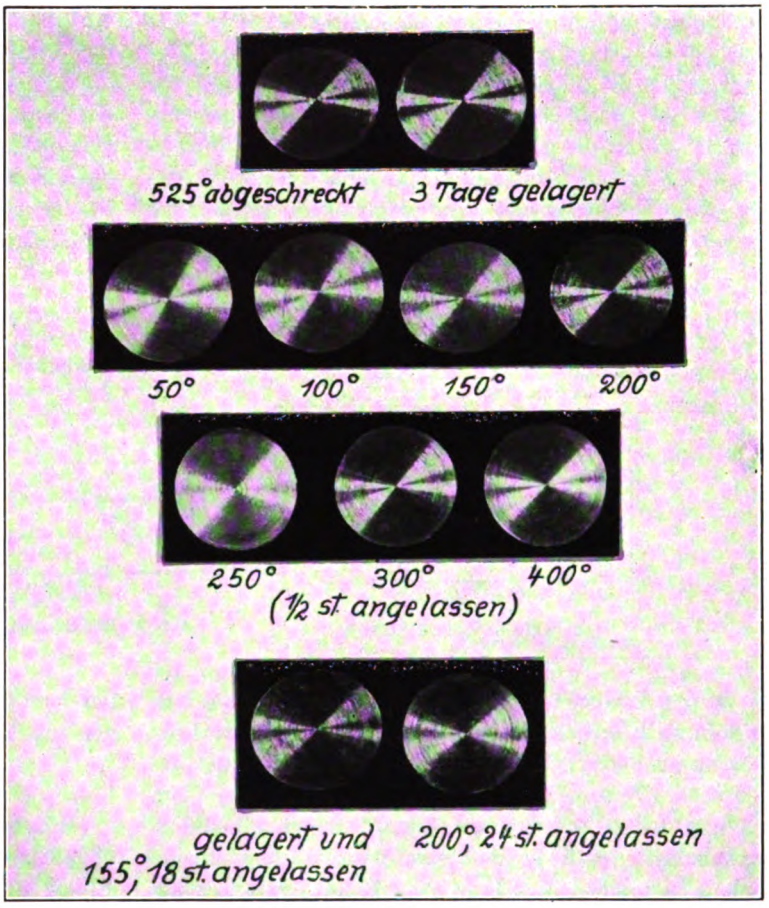


Abb. 25. Querschnitte zerrissener Kristalle einer Aluminiumlegierung mit 5% Kupfer nach verschiedener Wärmebehandlung (5 × vergrößert).

Für eine weitere Einsicht in den Veredelungsvorgang wird jedenfalls die Feststellung feinbaulicher Einzelheiten von erheblicher Bedeutung sein.

Für die Unterstützung der vorliegenden Untersuchung sind wir der Notgemeinschaft der Deutschen Wissenschaft zu Danke verpflichtet.

[1] a. a. O.

[2] Gegen die noch mögliche Annahme, daß bereits so geringe Ausscheidungen, wie sie sich der Beobachtung entziehen, die Veredelung bewirken, spricht besonders die Größenabhängigkeit des Veredelungseffektes von der Übersättigung (Zusammensetzung und Abschrecktemperatur). Vgl. M. Hansen: Naturwissensch. 16, S. 417—419 (1928).

[3] Vgl. W. Guertler: Z. Metallkunde 21, S. 5—6 (1929).

Schmiedespannungen, Vergütungsspannungen und Wärmespannungen.

Von **G. Sachs**[1].

Eine wichtige Aufgabe der Materialprüfung ist die nachträgliche Feststellung der Behandlung, welche ein Werkstück erlitten hatte. Die gewöhnlichen mechanischen, metallographischen und chemischen Prüfungen reichen vielfach zur Lösung dieser Aufgabe nicht aus, und es liegt daher ein Bedürfnis nach weiteren Hilfsverfahren vor.

Ein solches Prüfverfahren könnte etwa daraus entwickelt werden, daß die nach Kaltverformungen und Wärmebehandlungen in einem Körper zurückbleibenden Eigenspannungen eine für die vorangegangene Behand-

[1] Original: Metallwirtsch. 8, S. 343—347 (1929).

Digitized by Google

lung kennzeichnende Verteilung zeigen. Es ist z. B. bekannt, daß die Spannungen in gezogenem, gewalztem und abgeschrecktem Material ganz verschiedenartig ausfallen. Eine vom Verfasser ausgearbeitete Versuchsmethode gestattet nun, bei zylindrischen Körpern den Spannungszustand praktisch vollständig zu bestimmen[1]. Auf diesem Wege wurde daher die Entstehung von Spannungen in geschmiedetem und verschiedener Wärmebehandlung unterworfenem Stahl untersucht. Die beim Ausbohren von Probeabschnitten auftretenden Veränderungen der Länge und des Durchmessers sowie die daraus zu erschließenden Spannungsverteilungen erwiesen sich in der Tat für verschiedene Behandlungen eines Werkstoffes in kennzeichnender Weise unterschieden. Damit ist eine neue Möglichkeit eröffnet, die Vorgeschichte eines Werkstoffes festzustellen.

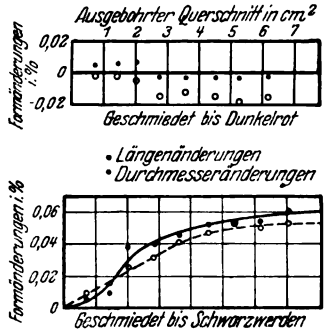


Abb. 1 u. 2. Formänderungen beim Ausbohren geschmiedeter Proben.

ben, wie Abb. 1 zeigt, keine merklichen Spannungen zurück, wenn beim Aufhören der Bearbeitung das Werkstück noch glüht. Dagegen entstehen hohe „Schmiedespannungen", wenn das Schmieden bis zum Erkalten fortgesetzt wird. Obwohl beim vorliegenden Versuch die Streckung nach dem Aufhören des Glühens kaum merklich war, war die Oberfläche nach Tafel 1 schon deutlich verfestigt und beim Ausbohren traten nach Abb. 2 erhebliche Formänderungen ein. Die Länge und der Durchmesser vergrößerten sich dauernd, und zwar die Länge am stärksten in der Mitte der Bearbeitung, der Durchmesser zu Beginn. Daraus ergibt sich der Spannungsverlauf nach Abb. 3. In der Achse sind Zugspannungen in der Längsrichtung über 25 kg/mm² und in der Querrichtung über 10 kg/mm² entstanden. An der Außenseite waren sowohl in der Längsrichtung als in

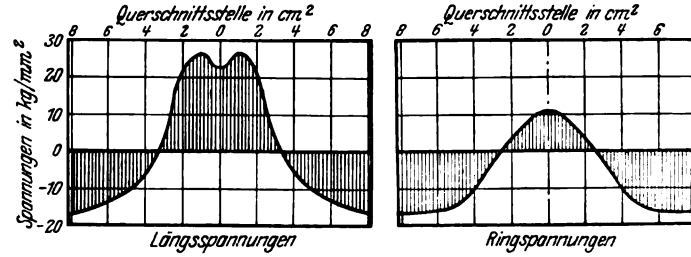


Abb. 3. Eigenspannungen in einer zu kalt geschmiedeten Rundstange.

Zu den Versuchen dienten Stangen von 40 mm ⌀ aus geglühtem Kohlenstoffstahl mit 0,55% C. Die Stangen wurden zu den Versuchen auf 35 mm Durchmesser abgedreht. Verschieden behandelte Probekörper von 120 mm Länge wurden auf 60 mm Länge allmählich ausgebohrt. Nach jedem Span wurden die Längenänderungen einer Meßlänge von 40 mm mittels eines Komparators und die Durchmesseränderungen mit Hilfe einer Mikrometerschraube bestimmt. Die Ergebnisse der Messungen sind in Tafel 1, aus der auch die Behandlung der einzelnen Proben hervorgeht, und in Abb. 1 bis 19 zusammengestellt. Die Meßgenauigkeit der Versuche war infolge der Schwierigkeit, saubere und gut meßbare Marken auf dem Stahl anzubringen, nicht sehr hoch. Sie betrug im Durchschnitt etwa $\pm$0,002 mm $= \pm$0,005% und entspricht $\pm$1 kg/mm² Eigenspannungen. Soweit die Formänderungen über die Meßgenauigkeit hinausgingen, wurde die Spannungsverteilung in der früher angegebenen Weise ausgerechnet.

Schmieden.

Zwei Probeabschnitte wurden auf eine Länge von rd. 100 mm mit der Hand von 35 auf 33—33,5 mm ⌀ heruntergeschmiedet. Bei dem einen wurde das Schmieden bei Dunkelrotglut, beim anderen erst nach dem Schwarzwerden eingestellt. Nach dem Schmieden blei-

[1] G. Sachs: Z. Metallkunde 19, S. 352/57 (1927). Hier sind nur Längs- und Umfangsspannungen errechnet worden, da die Radialspannungen in der Regel ohne Bedeutung sind. Der Elastizitätsmodul ist hier mit 20000 kg/mm², die Querdehnungszahl mit 0,3 angenommen.

der Umfangsrichtung (Ringspannungen) Druckspannungen um 17 kg/mm² vorhanden.

Härten.

Eine Stange von 1 m Länge wurde von 850 °C in Öl abgeschreckt[1]. Beim Ausbohren vergrößerte sich nach Abb. 4 die Länge der Probe gleichmäßig, während der Durchmesser zuerst stark abnahm und dann wieder zunahm. Die daraus berechneten „Umwandlungsspannungen" sind nach Abb. 9 verhältnismäßig gering und bleiben durchweg unter 20 kg/mm². Die Verteilung der Längsspannungen ist in manchen Punkten ähnlich wie in der geschmiedeten Probe. Die Verteilung der Ringspannungen ist dagegen eine ganz andere und dadurch gekennzeichnet, daß sowohl außen wie innen Druckspannungen und nur in einer mittleren Schicht Zugspannungen vorliegen.

Vergüten.

Eine Anzahl von Abschnitten der in Öl abgeschreckten Stange wurde durch halbstündiges Anlassen bei verschiedenen Temperaturen vergütet und im Ofen langsam erkalten gelassen. Der Verlauf der Formänderungen beim Ausbohren ist nach Abb. 5—7 ganz ähnlich geblieben wie bei der abgeschreckten Probe, nur ihre Größe ist entsprechend der Höhe der Anlaßtemperatur verringert. Nach dem Anlassen bei 600° traten entsprechend Abb. 8 beim Ausbohren keine Formänderungen mehr auf. Die Spannungsverteilung ist daher, wie Abb. 10—12

[1] Eine von 830° in Öl abgeschreckte Probe verhielt sich in bezug auf die Spannungsverteilung und Härte ganz ähnlich.

Digitized by Google

Tafel 1.

Ergebnisse von Versuchen zur Bestimmung von Eigenspannungen in Rundstangen aus Stahl mit 0,55% C.

Behandlung	Außenquerschnitt mm²	Ausgebohrter Querschnitt f mm²	Längenänderung %	Durchmesseränderung %	Bemerkungen
Anlieferung (geglüht)	957,7	70,9	$-0{,}00_1$	$-0{,}00_3$	Härte $H_{5/750/30}$:
		147,4	$+0{,}00_1$	0	Kern: 198
		206,1	$+0{,}00_1$	$+0{,}00_3$	Mittelzone: 198
		280,6	0	$+0{,}00_3$	Rand: 203
		363,1	0	0	Mittel: 200
		452,4	$+0{,}00_3$	0	
		531,0	$+0{,}00_2$	$-0{,}00_3$	
		620,2	0	0	
Geschmiedet bis dunkelrot von 35 mm ⌀ auf 33 mm ⌀	774,4	70,9	$+0{,}00_4$	$-0{,}00_3$	$H_{5/750/30}$:
		143,1	$+0{,}00_5$	$-0{,}00_3$	Kern: 203
		201,1	$+0{,}00_6$	$-0{,}00_6$	Mittelzone: 201
		277,6	$-0{,}00_3$	$-0{,}01_6$	Rand: 204
		359.7	$-0{,}00_4$	$-0{,}01_3$	
		450,0	$-0{,}00_4$	$-0{,}01_6$	
		526,9	$-0{,}00_4$	$-0{,}01_9$	
		615,8	$-0{,}00_3$	$-0{,}01_6$	
Geschmiedet bis Schwarzwerden von 35 mm ⌀ auf 33,5 mm ⌀	807,3	70,9	$+0{,}00_5$	$+0{,}00_9$	$H_{5/750/30}$:
		145,3	$+0{,}00_9$	$+0{,}01_6$	Kern: 202
		201,1	$+0.03_8$	$+0{,}02_5$	Mittelzone: 205
		283,5	$+0{,}03_9$	$+0{,}03_1$	Rand: 219
		363,1	$+0{,}04_5$	$+0{,}04_1$	
		452,4	$+0{,}05_2$	$+0{,}04_7$	
		530,9	$+0{,}05_3$	$+0{,}05_3$	
		615 8	$+0.05_4$	$+0{,}05_0$	
		706.9	$+0\ 06_1$	$+0{,}05_3$	
Abgeschreckt von 850° in Öl	951,7	72,4	$+0{,}01_5$	$-0{,}01_1$	$H_{5/750/30}$:
		145,4	$+0{,}00_9$	$-0{,}02_6$	Kern: 266
		207.4	$+0.01_7$	$-0{,}02_3$	Mittelzone: 275
		291,0	$+0\ 03_6$	-0.03_4	Rand: 292
		366,4	$+0{,}04_5$	$-0{,}04_0$	Mittel: 278
		456.2	$+0{,}05_9$	-0.03_7	
		531 0	$+0{,}06_5$	-0.03_7	
		622,4	$+0.06_5$	-0.03_4	
Abgeschreckt in Öl und angelassen 200°, ½ Stunde	943,5	72.4	$+0.00_4$	$-0{,}01_4$	$H_{5/750/30}$:
		138,9	$+0{,}01_6$	-0.01_4	Kern: 266
		193,6	$+0.02_3$	$-0{,}02_6$	Mittelzone: 273
		277,6	$+0.02_7$	-0.02_6	Rand: 288
		363,1	$+0.03_4$	-0.03_2	Mittel: 276
		448.6	$+0.04_8$	-0.02_6	
		526,9	$+0.05_9$	-0.02_0	
		607,0	$+0{,}06_8$	$-0{,}01_4$	
		683,5	$+0{,}08_1$	0	
		779,3	$+0.10_3$	$-0{,}01_4$	
Abgeschreckt in Öl und angelassen 350°, ½ Stunde	952,2	72,4	$+0{,}00_4$	$-0{,}01_2$[1]	$H_{5/750/30}$:
		148.5	$+0{,}00_6$	$-0{,}01_7$	Kern: 268
		206,1	$+0{,}01_2$	-0.02_0	Mittelzone: 278
		283,5	$+0{,}02_0$	-0.02_3	Rand: 275
		363,1	$+0{,}02_2$	-0.02_3	Mittel: 274
		452,3	$+0{,}02_9$	$-0{,}01_2$	
		530,9	$+0.03_0$	$-0{,}01_7$	
		615,8	$+0{,}03_6$	$-0{,}01_2$	
		706,9	$+0{,}04_0$	$-0{,}00_6$	
		834.7	$+0{,}05_4$	$-0{,}00_3$	

[1] Durchmesseränderungen zu korrigieren um $+0{,}00_6$ % (vgl. Abb. 6).

Behandlung	Außenquerschnitt mm²	Ausgebohrter Querschnitt f mm²	Längenänderung %	Durchmesseränderung %	Bemerkungen
Abgeschreckt in Öl und angelassen 450°, ½ Stunde	958,2	70,9	0	$-0{,}01_1$[1]	$H_{5/750/30}$:
		143,1	$+0{,}00_4$	$-0{,}01_1$	Kern: 261
		201,1	$+0{,}00_7$	$-0{,}01_4$	Mittelzone: 261
		283,5	$+0{,}00_1$	$-0{,}01_7$	Rand: 278
		363,1	$+0{,}00_7$	$-0{,}01_7$	Mittel: 267
		452,1	$+0{,}00_8$	$-0{,}01_7$	
		530,9	$+0{,}01_1$	$-0{,}01_7$	
		615,8	$+0{,}01_8$	$-0{,}01_4$	
Abgeschreckt in Öl und angelassen 600°, ½ Stunde	934,1	72,4	$+0{,}00_2$	0	$H_{5/750/30}$:
		148,5	$+0{,}00_1$	0	Kern: 224
		207,4	$-0{,}00_3$	0	Mittelzone: 227
		286,5	$+0{,}00_3$	$+0{,}00_3$	Rand: 234
					Mittel: 229
Geglüht 600°, ½ Stunde und an der Luft erkaltet	956,6	70,9	0	$+0{,}00_6$	$H_{5/750/30}$: 199
		147,4	$+0{,}00_6$	$+0{,}00_3$	
		206,1	$+0{,}00_2$	$+0{,}00_3$	
		280,6	$+0{,}00_5$	$+0{,}00_3$	
		363,1	$+0{,}00_4$	$-0{,}00_3$	
		452,4	$+0{,}00_3$	0	
		530,9	$+0{,}00_5$	0	
		622,4	$+0{,}00_3$	$-0{,}00_3$	
Geglüht 600° ½ Stunde und in Öl abgeschreckt	958,2	70,9	$-0{,}00_5$	$-0{,}00_3$	$H_{5/750/30}$: 200
		147,4	$-0{,}00_3$	0	
		206,1	$-0{,}00_2$	$-0{,}00_6$	
		283,5	$-0{,}00_2$	$-0{,}00_3$	
		363,1	$-0{,}00_2$	$-0{,}00_3$	
		452,4	$-0{,}00_4$	$-0{,}00_9$	
		530,9	$-0{,}00_1$	$-0{,}01_2$	
		615,8	$-0{,}00_2$	$-0{,}00_3$	
Geglüht 600°, ½ Stunde und in Wasser abgeschreckt	955,6	70,9	$+0{,}01_0$	$+0{,}00_9$	$H_{5/750/30}$: 203
		145,3	$+0{,}01_4$	$+0{,}01_1$	
		213,8	$+0{,}03_3$	$+0{,}02_9$	
		291,0	$+0{,}04_3$	$+0{,}03_2$	
		373,3	$+0{,}05_4$	$+0{,}04_6$	
		458,1	$+0{,}05_7$	$+0{,}05_7$	
		531,0	$+0{,}06_8$	$+0{,}06_9$	
		615,8	$+0{,}07_3$	$+0{,}07_7$	
		706,9	$+0{,}08_5$	$+0{,}08_3$	
		804,2	$+0{,}09_4$	$+0{,}08_8$	
		850,1	$+0{,}10_0$	$+0{,}09_5$	
Geglüht 675°, ½ Stunde und in Öl abgeschreckt	955,5	70,9	$+0{,}00_0$	$+0{,}00_3$	$H_{5/750/30}$: 189
		143,1	$+0{,}00_3$	$+0{,}00_3$	
		201,1	$+0{,}01_1$	$+0{,}00_9$	
		283,5	$+0{,}00_8$	$+0{,}00_6$	
		363,1	$+0{,}01_4$	$+0{,}00_9$	
		452,4	$+0{,}01_9$	$+0{,}01_1$	
		531,0	$+0{,}02_0$	$+0{,}01_4$	
		620,2	$+0{,}02_6$	$+0{,}01_7$	
		702,2	$+0{,}02_9$	$+0{,}02_3$	
		799,2	$+0{,}03_5$	$+0{,}02_6$	
Geglüht 825° ½ Stunde und an der Luft erkaltet	952,8	70,9	$-0{,}00_3$	$-0{,}00_9$	$H_{5/750/30}$: 190
		143,1	$-0{,}00_1$	0	
		201,1	$+0{,}00_1$	$-0{,}00_9$	
		271,7	$+0{,}00_1$	$-0{,}00_6$	
			$-0{,}00_1$	$-0{,}00_4$	

[1] Durchmesseränderungen zu korrigieren um $+0{,}00_8$% (vgl. Abb. 7).

Digitized by Google

zeigen, ebenfalls ganz ähnlich geblieben wie in der abgeschreckten Probe.

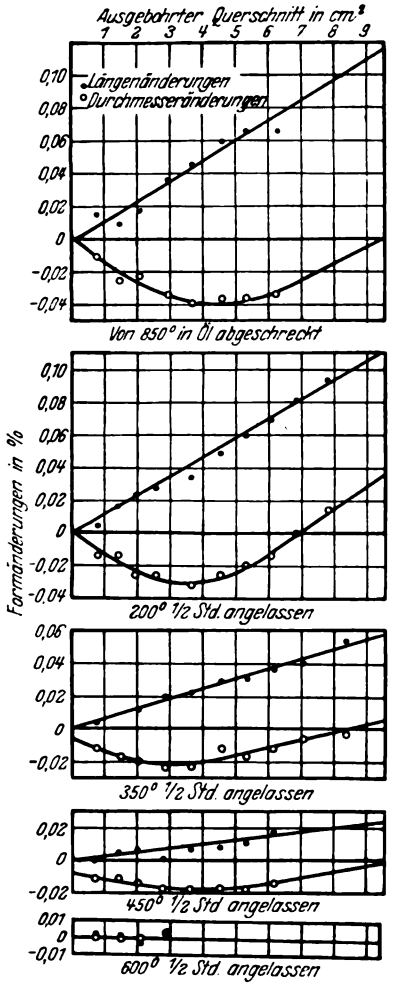


Abb. 4 bis 8. Formänderungen beim Ausbohren von Proben, von 850° in Öl abgeschreckt und bei verschiedenen Temperaturen angelassen.

Zur zahlenmäßigen Beurteilung der Anlaßwirkung sind in Abb. 13 die jeweils größten Zugspannungen aufgetragen. Die Größe der „Vergütungsspannungen" wird danach von 250° ab schnell geringer; durch Anlassen oberhalb 500° sind die Eigenspannungen praktisch beseitigt. Die in Abb. 13 ebenfalls eingetragene Härte ändert sich dagegen erst oberhalb 450° in stärkerem Maße. Nach den Versuchen von Heyn[1] ist auch die Anlaßwirkung auf die durch Kaltverformung hervorgerufenen Reckspannungen ähnlich wie hier auf die Vergütungsspannungen.

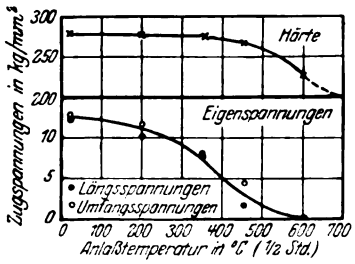


Abb. 13. Größte Zugspannungen in gehärtetem (850° in Öl) und angelassenem Stahl (0,55 % C) im Vergleich zur Härte.

Verschiedenartige Abkühlung.

Schließlich wurden noch Proben eine halbe Stunde lang auf 600° gebracht und in verschiedener Weise abgekühlt. Ebenso wie bei der angelieferten Stange (Tafel 1) traten weder nach Abkühlung in freier Luft, Abb. 14, noch sogar nach Abschrecken in Öl, Abb. 15, merkliche Formänderungen beim Ausbohren auf. Dagegen bewirkte Abschrecken in Wasser, wie aus Abb. 16 hervorgeht, daß beim Ausbohren starke und gleichmäßige Vergrößerungen der Länge und des Durchmessers entstanden. Die daraus berechnete Verteilung der „Wärmespannungen" zeigt Abb. 17. Sowohl in der Längsrichtung als auch in der Umfangsrichtung treten erhebliche Zugspannungen in der Stabachse auf. Nach der Oberfläche zu nehmen die Zugspannungen zunächst ganz gleichmäßig ab und gehen dann in Druckspannungen über. Die größten Zugspannungen sind mit fast 30 kg mm²

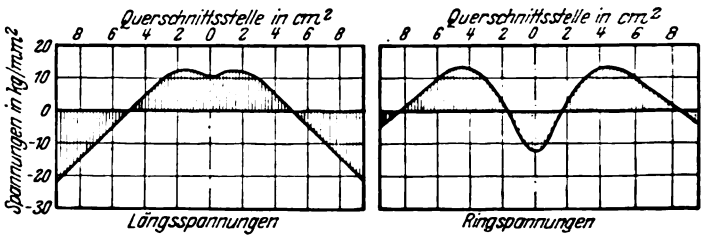


Abb. 9. Eigenspannungen in ölgehärtetem Stahl (850°, 0,55% C).

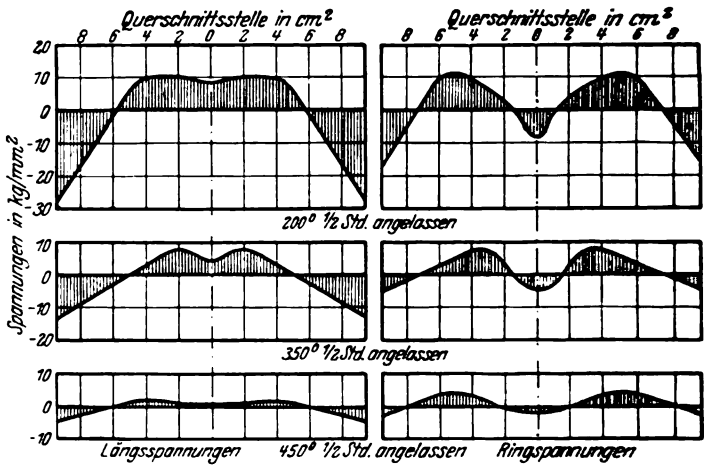


Abb. 10 bis 12. Eigenspannungen in vergütetem Stahl.

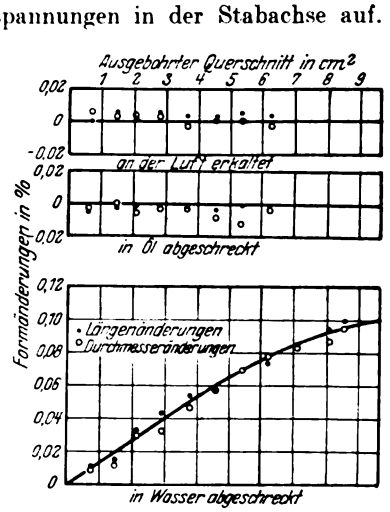


Abb. 14 bis 16. Formänderungen von Proben, die von 600° in verschiedener Weise abgekühlt sind.

[1] E. Heyn: Mitt. Materialprüfungsamt 37, S. 2 25 (1917).

Digitized by Google

nach dem Abschrecken von 600° in Wasser erheblich größer als nach dem Abschrecken von 850° in Öl (rund 20 kg/mm²).

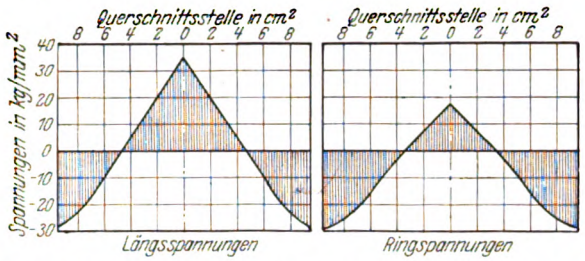


Abb. 17. Eigenspannungen in Stahl, von 600° im Wasser abgeschreckt.

Weiterhin wurde eine Probe von 675° in Öl abgeschreckt. Nunmehr sind Spannungen bis etwa ±10 kg/mm² entstanden. Sie weisen nach Abb. 18 und 19 eine ähnliche Verteilung wie in der von 600° in Wasser abgeschreckten Probe auf, ihre Größe erreicht aber nur etwa ein Drittel von diesen. In einer von 825° an der Luft erkalteten Probe blieben schließlich nach Abb. 20 keine merklichen Spannungen zurück.

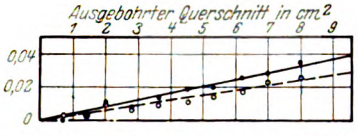


Abb. 18. Formänderungen einer von 675° in Öl abgeschreckten Probe.

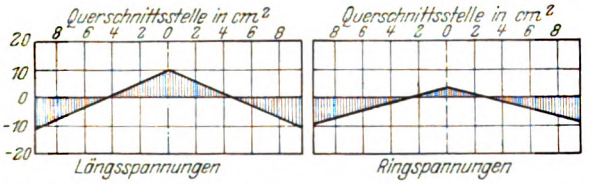


Abb. 19. Spannungen in einer von 675° in Öl abgeschreckten Probe.

Versuche über die Entstehung von Wärmespannungen durch Abschrecken von 600° sind schon von Heyn[1] angestellt worden. Die von ihm mitgeteilten Längsspannungen zeigen eine ganz gleichartige Verteilung wie die hier festgestellten, sind aber noch wesentlich größer, — besonders bei Berücksichtigung des Umstandes, daß sein Verfahren zu niedrige Werte ergibt.

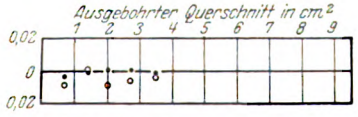


Abb. 20. Formänderungen in einer von 825° an der Luft erkalteten Probe.

Vergleich der Wirkung verschiedener Behandlungen.

Während z. B. in gezogenen Stangen an der Oberfläche sowohl in der Längsrichtung als auch in der Umfangsrichtung stets Zugspannungen vorhanden sind[2], treten bei geschmiedeten, bei abgeschreckten und bei vergüteten Stangen an der Oberfläche Druckspannungen auf. Abgesehen davon haben aber die durch die verschiedenen hier untersuchten Behandlungen hervorgerufenen Spannungszustände, wie ein Vergleich der Abb. 2, 5 und 16 lehrt, wenig gemeinsame Züge.

Noch schärfer ergibt sich aber, wie Abb. 1, 4 und 15 zeigen, die verschiedenartige Wirkung des zu kalten Schmiedens, des Abschreckens in Öl von Temperaturen oberhalb der Umwandlung und des Abschreckens in Wasser von Temperaturen unterhalb der Umwandlung, unmittelbar aus dem Verlauf der beim Ausbohren entstehenden Formänderungen.

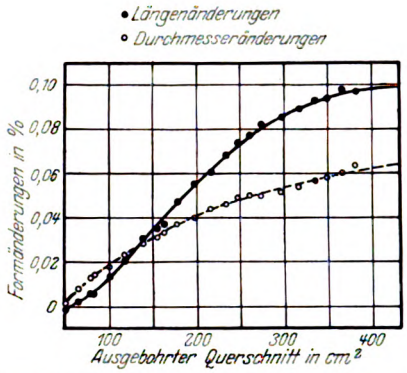


Abb. 21. Formänderungen beim Ausbohren einer mit Eigenspannungen behafteten Hohlstange.

Die Allgemeingültigkeit dieser Ergebnisse muß natürlich erst durch weitere, umfangreichere Untersuchungen in größerem Maßstabe nachgewiesen werden. Durch die vorliegenden Versuche eröffnet sich jedoch die grundsätzliche Möglichkeit, aus den Veränderungen von Probeabschnitten beim Ausbohren die vorangegangene Behandlung festzustellen. Z. B. entstanden beim Ausbohren eines Probeabschnittes von 1,1 m Länge einer Rundstange von 23 cm Durchmesser, die innen eine nachträgliche Bohrung von 8 cm Durchmesser aufwies,

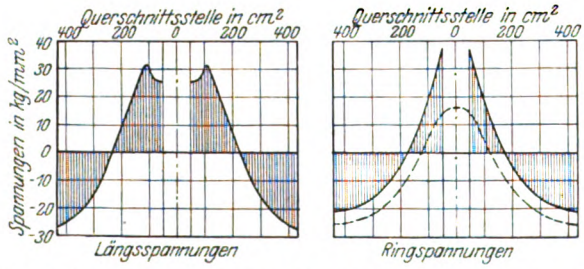


Abb. 22. Eigenspannungen in einer Rundstange aus Tiegelstahl mit Längsbohrung. (– – – Wahrscheinliche Verteilung der Ringspannungen vor dem Ausbohren.)

die in Abb. 21 wiedergegebenen Formänderungen. Hieraus wurde ein Spannungszustand nach Abb. 22 errechnet. Diese Formänderungen und Spannungen zeigten nun sowohl in der Verteilung als auch in den Größenverhältnissen eine Ähnlichkeit mit den Formänderungen, Abb. 2, und Spannungen, Abb. 3, der geschmiedeten Probe. Allerdings scheinen die Umfangsspannungen im Innern in beiden Fällen einen verschiedenen Verlauf aufzuweisen. Dieser Unterschied ergibt sich aber zwangsläufig daraus, daß die geschmiedete Probe voll, die untersuchte Rundstange hohl war. In der Achse einer vollen Rundstange sind nämlich die Spannungen in radialer Richtung ebenso groß wie die in der Umfangsrichtung. Wird eine solche Stange durchbohrt, so verschwinden die Radialspannungen an der Innenseite voll-

[1] a. a. O.
[2] G. Sachs: Z. V. d. I. 71, S. 1511/16 (1927).

Digitized by Google

ständig, während die Tangentialspannungen entsprechend größer werden. Berechnet man also nach den Angaben der Tafel 1 die Spannungsverteilung, die nach einer vorgenommenen Bohrung herrscht, so erhält man in allen Fällen wesentlich größere Umfangsspannungen im Innern als bei der vollen Probe. Umgekehrt errechnet sich für die hohle Stange vor dem Ausbohren aus dem Verlauf der Formänderungen in Abb. 21 etwa die in Abb. 22 gestrichelt eingezeichnete Verteilung der Umfangsspannungen. Diese stimmt nun einigermaßen gut mit der Spannungsverteilung in der geschmiedeten Probe überein. Dagegen ist etwa das Verhalten der vergüteten Proben (Abb. 4—12) ein ganz anderes. Ob hieraus allerdings der naheliegende Schluß gezogen werden kann, daß die Eigenspannungen in dem untersuchten Hohlzylinder auf zu kaltes Verschmieden zurückzuführen sind, muß noch dahingestellt bleiben. Die hier mitgeteilten ersten Ergebnisse bedürfen natürlich noch einer ausgedehnten Erweiterung, ehe etwa an die Verwendung dieses Verfahrens für Prüfzwecke gedacht werden kann. Als gelegentliches Hilfsmittel wird es aber vielleicht schon jetzt seine Dienste tun.

Die Durchführung der Versuche lag in Händen von Herrn Böhme, dem hierfür bestens gedankt sei.

Der Einfluß des Einwalzens von Rohren auf gewöhnliches Kesselblech und auf Izett-Blech.

Von **O. Bauer** und **H. Arndt**[1].

a) Die Ausgangsmaterialien.

Zur Verfügung standen:

I. ein gewöhnliches Kesselblech (Feuerblech) und

II. ein Blech von Izett-Material (Krupp).

Die Blechstärke betrug in beiden Fällen 16 mm.

In Abb. 1 sind Längs- und Querschliffe *L* und *Q* der beiden Ausgangsmaterialien, nach Ätzung mit Kupferammoniumchlorid, im Lichtbild wiedergegeben. Zonenbildung infolge von Seigerung war nicht vorhanden, vereinzelt traten schwache Seigerungsstreifen auf, wie sie in Flußstahl fast stets vorzukommen pflegen. Beide Bleche enthielten nichtmetallische Einschlüsse; das gewöhnliche Kesselblech I in etwas reichlicherem Maße als das Izett-Blech II. Abb. 2 zeigt solche Einschlüsse im ungeätzten Längsschliff des Bleches I und Abb. 3 im Längsschliff des Bleches II (Izett).

In Abb. 4 und 5 ist das Kleingefüge der beiden Materialien I und II wiedergegeben. Abb. 4 ist aus dem Längsschliff des Bleches I und Abb. 5 aus dem Querschliff des Bleches II (Izett) entnommen. In beiden Fällen handelt es sich um kohlenstoffarme, also um „weiche" Bleche.

Zugversuche ergaben die in Zahlentafel 1 mitgeteilten Werte.

Zahlentafel 1. Zugfestigkeit der Kesselbleche I und II.

Material	Proben entnommen in der	Bruchgrenze kg/qmm	Dehnung für Meßlänge = 11,3 $\sqrt{f}$ = 20 cm %
I. Gewöhnliches Blech (Feuerblech)	Walzrichtung *L*	34,7	30,6
	Quer zur Walzrichtung *Q*	36,5	29,0
II. Izett-Blech	Walzrichtung *L*	35,8	26,0
	Quer zur Walzrichtung *Q*	35,2	26,0

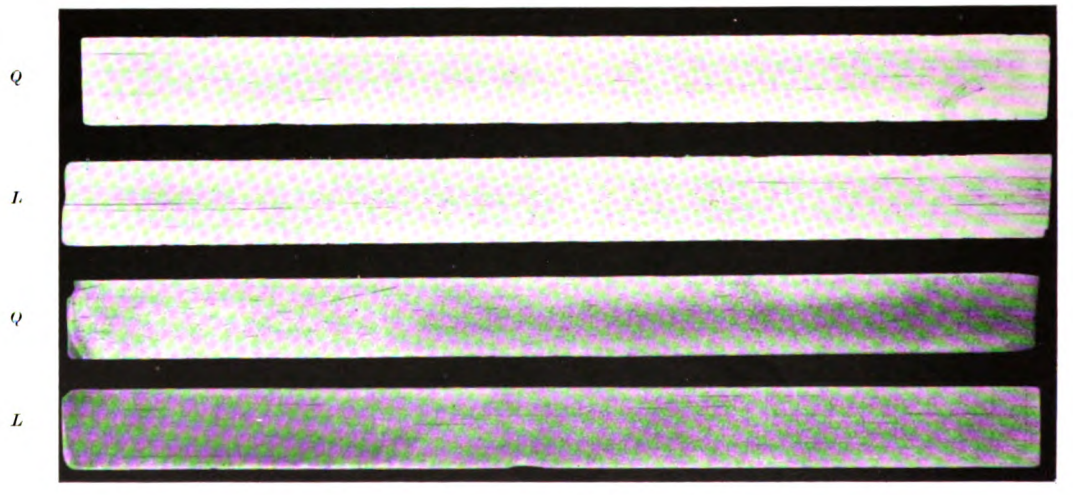


Abb. 1.

b) Berohrung und Wärmebehandlung.

Für die Berohrung wurden die beiden Bleche I und II in je 3 Felder unterteilt (s. Abb. 6). In die Felder wurden, wie im Kesselbau üblich, in 4 Reihen Löcher zum Einwalzen der Rohre (Wasserrohre) von 27×32 mm gebohrt und davon 3 Reihen (1—3 in Abb. 6) mit je zwei Nuten und gebrochenen Kanten in üblicher Weise versehen. In der 3. Reihe wurden die Nuten mit möglichst abgerundeten Kanten ausgeführt, um den Einfluß dieser gegenüber scharfkantigen festzustellen. Die 4. Lochreihe

[1] Original: Zeitschrift des Bayer. Revisions-Vereins 32, S. 292 (1928).

Digitized by Google

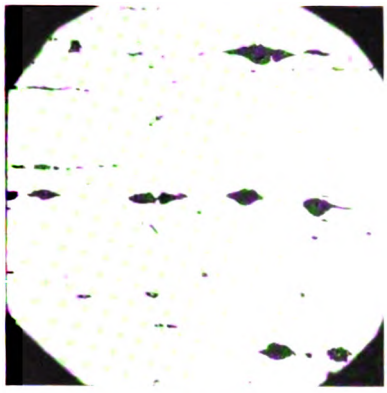


Abb. 2. Blech I. Schliff L ungeätzt. $v = 133$.

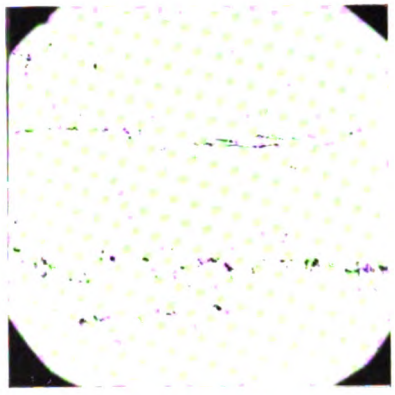


Abb. 3. Blech II (Izett). Schliff L ungeätzt. $v = 133$

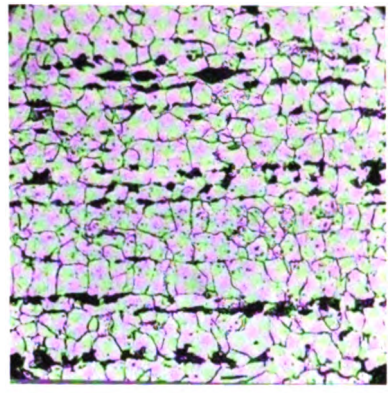


Abb. 4. Blech I. Schliff L ungeätzt. $v = 133$.

(Abb. 6) erhielt keine Nuten. Nunmehr wurden in sämtliche Löcher der 3 Felder Rohrenden in üblicher Weise eingewalzt und die Bleche (mit den eingewalzten Rohr-

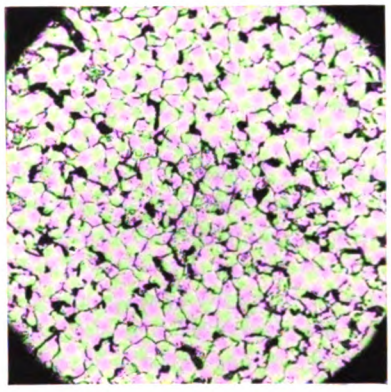


Abb. 5. Blech II (Izett). Schliff Q geätzt. $v = 133$.

enden) eine Stunde lang bei 200—250° angelassen. Nach erfolgter Abkühlung auf Zimmerwärme wurden sämtliche Rohrenden aus den Blechen entfernt; hierbei wurde

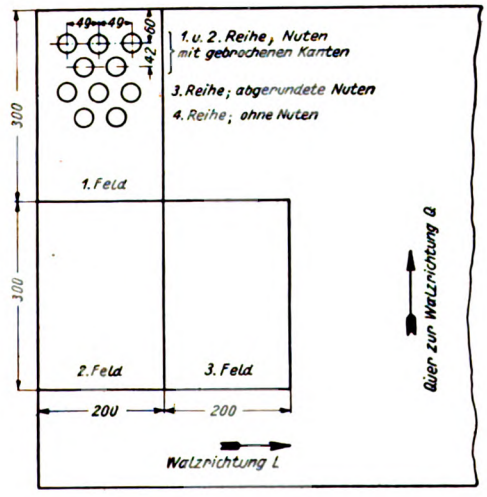


Abb. 6.

in der gleichen Weise verfahren, wie es in der Praxis beim Auswechseln von Rohren üblich ist; nur bei der ersten Reihe jedes Feldes wurde ganz besondere Vorsicht angewandt, und jede Mißbehandlung des Bleches sorgfältig vermieden.

Nach dem Abtrennen des 1. Feldes wurden in das 2. und 3. Rohrfeld neue Rohre eingewalzt, die Bleche wieder bei 200—250° angelassen und die Rohrenden wieder entfernt und darauf dieselben Arbeiten (Einwalzen neuer Rohrenden und Anlassen bei 200—250°) nochmals wiederholt.

Mit dem 3. Feld wurden die gleichen Arbeiten noch 2mal vorgenommen, so daß schließlich von jeder Blechsorte I und II drei gleichbehandelte Felder vorhanden waren, die je 1mal, 3mal und 5mal neu berohrt und nach jedem Berohren bei 200—250° angelassen waren.

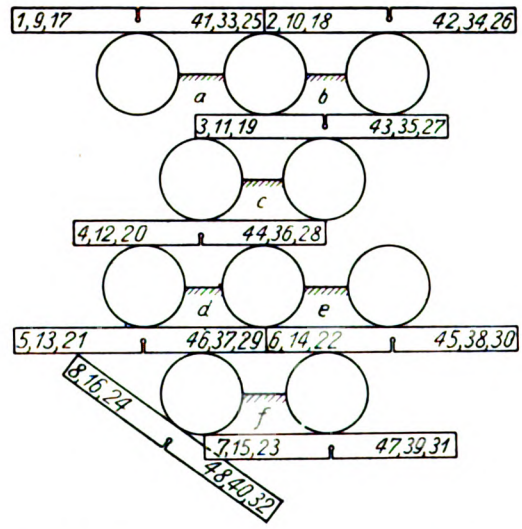


Abb. 7. Entnahme der Schliffe und Kerbschlagproben innerhalb der Rohrlochreihen.

Schließlich wurden noch in die 1. Reihe der Blechfelder 3 neue Rohrenden (also zum sechstenmal) eingewalzt. Ein nachträgliches Anlassen auf 200—250° erfolgte jedoch jetzt nicht mehr.

c) Gefügeuntersuchung der Bleche an den Rohrlöchern.

Von sämtlichen Blechen wurden nach Maßgabe der Abb. 7 zwischen den Rohrlöchern Streifen (a—f) herausgeschnitten. Die schraffiert gezeichneten Schnittflächen wurden geschliffen, poliert und mit alkoholischer Salpetersäure geätzt.

Abb. 8 ist unmittelbar an einer Nutenkante bei a in Abb. 7 aus dem 3. Felde (1. Lochreihe) des gewöhnlichen

Digitized by Google

Kesselbleches I in 133facher linearer Vergrößerung aufgenommen. Das Bild zeigt deutliche Kaltverformung infolge Quetschung.

Abb. 9 ist aus dem 3. Felde (1. Lochreihe) eines „Izett-Bleches“ zwischen den Nuten bei *b* in Abb. 7 in 133facher linearer Vergrößerung aufgenommen. Auch hier ist eine starke Verquetschung der Ferritkristalle, von dem Druck beim Einwalzen der Rohre herrührend, zu beobachten. Ähnliche Verquetschungen traten an allen Rohrlöchern auf, ein wesentlicher Unterschied im Gefüge der einmal berohrten und der mehrfach berohrten Bleche war nicht zu erkennen. Zur Kenntlichmachung der Tiefenwirkung der Berohrung wurden von beiden Kesselmaterialien I und II die in Abb. 7 mit *a*, *b*, *c*, *d*, *e* und *f* bezeichneten Schliffe zunächst 1 Stunde lang bei 250° angelassen, darauf nochmals abgeschliffen und mit dem Fryschen Ätzmittel auf Kraftwirkungsfiguren geätzt; einige dieser Schliffe sind in Abb. 10 im Lichtbild wiedergegeben.

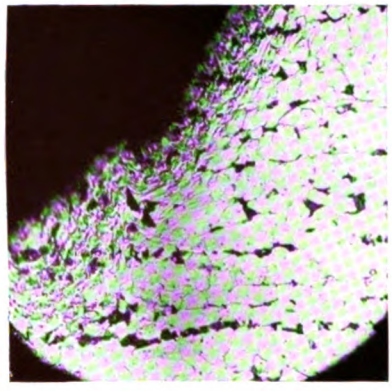


Abb. 8. Blech I. 3. Feld, erste Lochreihe aus Schliff *a* (Abb. 7) aufgenommen. $v = 133$.

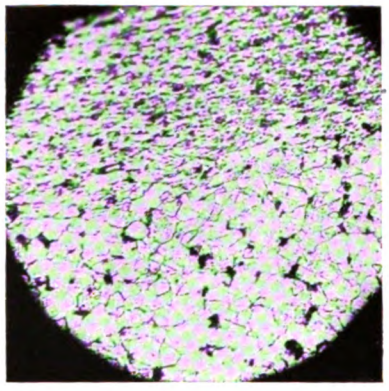


Abb. 9. Blech II (Izett). 3. Feld, erste Lochreihe aus Schliff *a* (Abb. 7) aufgenommen. $v = 133$.

Die Schliffe aus dem gewöhnlichen Kesselblech weisen zahlreiche, mit der häufigen Wiederholung der Berohrung immer stärker hervortretende Kraftwirkungsfiguren auf. Die Schliffe aus dem Izett-Material lassen nur vereinzelt und selbst nach 6facher Berohrung nur schwach ausgebildete Kraftwirkungslinien und -figuren erkennen.

Ein weiteres Mittel, die Tiefenwirkung einer örtlichen Kaltverformung bei kohlenstoffarmem Flußeisen kenntlich zu machen, ist das Hervorrufen von Rekristallisationserscheinungen[1]. Die bereits auf Kraftwirkungsfiguren untersuchten Schliffe wurden zunächst 2 Stunden lang bei 725—750° geglüht, darauf nochmals abgeschliffen, poliert und mit Kupferammoniumchlorid geätzt.

In Abb. 11 sind einige der rekristallisierten und geätzten Schliffe im Lichtbild wiedergegeben. Die Schliffe zeigen an den Rohrlochwandungen im allgemeinen nur geringe, wenig tief in das Material eindringende Korn-

[1] Siehe auch O. Bauer u. O. Vogel: Metallographische Untersuchung verschiedener Scherenschnitte. Mitt. Materialprüfungsamt 34, S. 53 (1921).

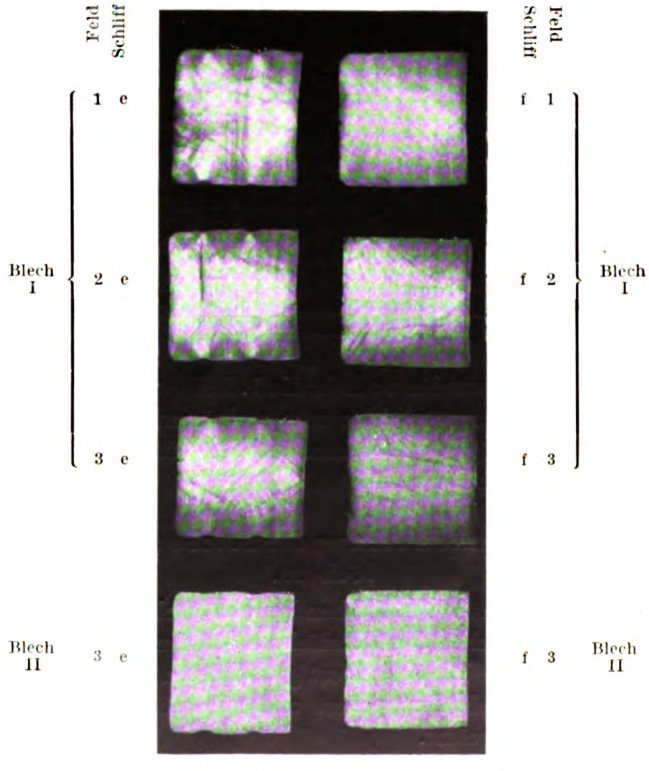


Abb. 10. Auf Kraftwirkungsfiguren geätzt. $v = 1$.

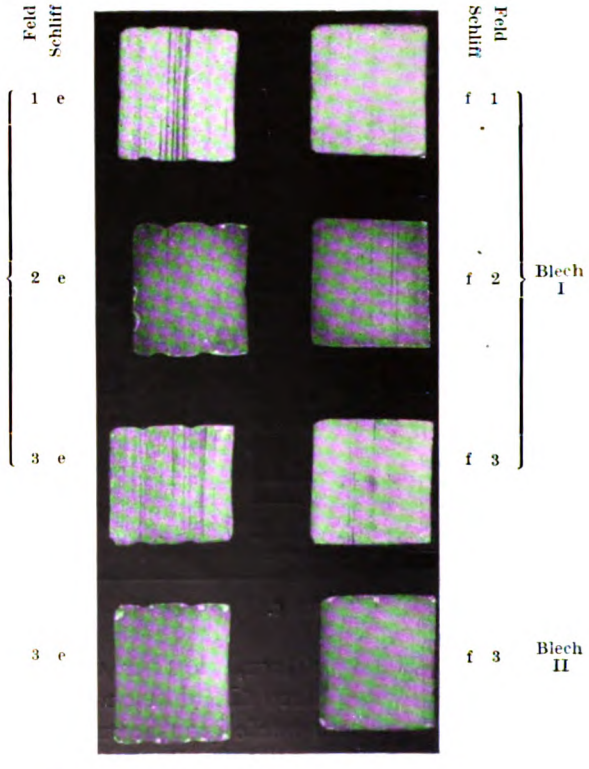


Abb. 11. Bei 725 bis 750° geglüht (rekristallisiert). $v = 1$.

Digitized by Google

vergröberung infolge Rekristallisation. Sie ist am geringsten bei den einmal berohrten Blechen, etwas deutlicher bei den dreimal- und am deutlichsten bei den fünf- bzw. sechsmal berohrten. Wesentliche Unterschiede zwischen dem Verhalten des Bleches I und dem des Bleches II bestanden nicht. Die metallographische Untersuchung hat zusammenfassend folgendes ergeben:

1. Durch das Berohren wurden beide Blechsorten an den Rohrwandungen in geringem Maße örtlich gequetscht. Mit steigender Wiederholung der Berohrungen war ein schwaches, jedoch deutlich erkennbares Ansteigen der Beanspruchung der Rohrlochwandungen erkennbar.

2. Die glattwandigen Rohrlochreihen wiesen die geringste Beeinflussung des Materials der Bleche auf.

3. Zwischen den Rohrlochwandungen mit gebrochenen Nutenkanten und mit abgerundeten Nuten konnten metallographisch keine Unterschiede festgestellt werden.

4. Ein wesentlicher Unterschied im metallographischen Verhalten des gewöhnlichen Kesselbleches und des Izett-Materials konnte, wenn von deutlicherem Hervortreten der Kraftwirkungsfiguren im gewöhnlichen Kesselblech I abgesehen wird, nicht festgestellt werden.

d) Kerbschlagversuche.

Die Prüfung erfolgte mittels eines 10-mkg-Pendelschlagwerkes. Die Proben hatten die in Abb. 12 angegebenen Abmessungen.

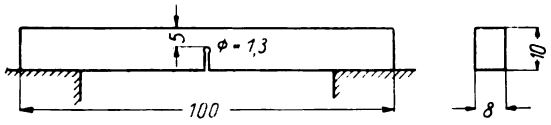


Abb. 12.

Zunächst wurde die Kerbzähigkeit beider Blechsorten außerhalb der Rohrlochreihen bestimmt. In Zahlentafel 2 sind die Ergebnisse zusammengestellt.

Aus dieser geht hervor, daß das Blech II (Izett) in der Walzrichtung *L* sowohl im Anlieferungszustand wie auch nach dem Ausglühen höhere Kerbzähigkeit besitzt als das gewöhnliche Kesselblech I. Quer zur Walzrichtung sind die Unterschiede zwischen beiden Blechsorten nur unerheblich.

Nunmehr wurden aus den verschiedenen Feldern der Bleche Kerbschlagproben in unmittelbarer Nähe der Rohrlöcher (s. Abb. 7) entnommen. Wie aus Abb. 7 hervorgeht, handelt es sich hier in allen Fällen um Längsproben (in der Walzrichtung *L* der Bleche), nur die Proben 8, 16, 24, 32, 40, 48 mußten aus Materialmangel schräg zur Walzrichtung entnommen werden. In Zahlentafel 3 sind die Ergebnisse zusammengestellt und in Abb. 13 graphisch aufgetragen. Aus Zahlentafel 3 und Abb. 13 ergibt sich folgendes:

1. Gewöhnliches Kesselblech I.

Durch das Einwalzen der Rohre wurde die Kerbzähigkeit an den Rohrlochwandungen deutlich herabgedrückt.

Das wiederholte Berohren bedingte einen weiteren Abfall der Kerbzähigkeit. Ein deutlicher Einfluß der verschiedenen Ausführung der Nuten war nicht zu erkennen.

2. Izett-Blech II.

Das Izett-Material hat sich praktisch als unempfindlich gegenüber der Beanspruchung durch das Einwalzen der Rohre erwiesen. Die Kerbzähigkeit war selbst nach 6maliger Berohrung nahezu gleich hoch geblieben wie vor dem Einwalzen.

Zahlentafel 2. Kerbschlagversuche mit Probestäben außerhalb der Rohrlochreihen.

Blech	Proben entnommen	Anlieferungszustand Spez. Schlagarbeit mkg/qcm		½ Std. bei 900° ausgeglüht und an der Luft abgekühlt Spez. Schlagarbeit mkg/qcm	
		Einzelwerte	Mittel	Einzelwerte	Mittel
I Gewöhnliches Blech	In der Walzrichtung *L*	12,0 11,6 10,8 10,7 11,5 11,1 10,6 11,6	**11,1**	12,8 13,0	**12,9**
	Quer zur Walzrichtung *Q*	8,4 8,6 7,1 8,6 7,0 7,6 8,3 7,6	**7,9**	10,4 11,2	**10,8**
II Izett-Blech	In der Walzrichtung *L*	13,4 n. g.[1] 13,9 n. g. 14,1 n. g. 14,5 n. g. 13,9 n. g. 13,8 n. g. 13,3 13,7	(13,8)	14,6 n. g.[1] 15,1 n. g.	(14,9)
	Quer zur Walzrichtung *Q*	9,7 8,9 9,2 8,4 9,0 9,9 8,5 9,9	**9,2**	10,4 11,2	**10,8**

e) Alterungsversuche.

Zum Schluß führten wir mit beiden Materialien noch Alterungsversuche nach dem Verfahren von O. Bauer aus[2]. Aus beiden Blechen wurden in der Längsrichtung *L* Probestreifen von 8×12 mm Querschnitt entnommen und unter Verwendung eines besonderen Druckstückes nach Abb. 14 in der Mitte über eine Länge von etwa 33 mm auf 10 mm zusammengedrückt. Nunmehr wurden die Proben je 2 Stunden lang bei steigenden Temperaturen angelassen und darauf durch Abhobeln der überstehenden Teile (s. Abb. 15) auf den Querschnitt 10×8 mm

[1] n. g. = nicht völlig durchgebrochen. Mittelwerte, daher in Klammern gesetzt.

[2] Näheres darüber siehe auch „Flußstähle mit geringer Alterungseigenschaft" von O. Bauer: Z. Bayer. Rev.-Vereins 1928, Nr. 3 u. 4.

Digitized by Google

gebracht. Nach Herstellung des Kerbes wurden sie alsdann auf einem 10-mkg-Pendelschlagwerk geschlagen.

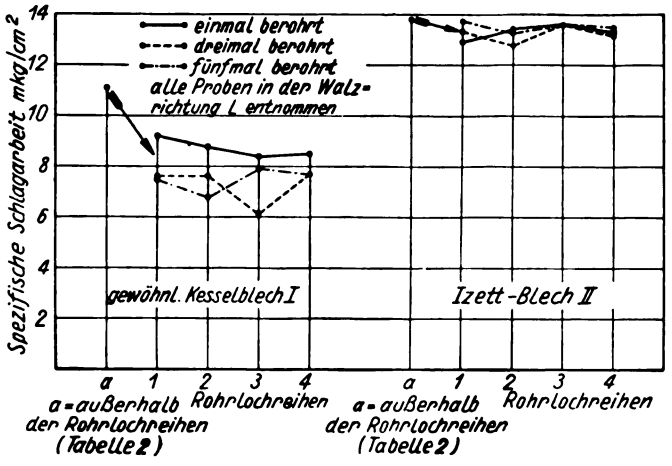


Abb. 13. Kerbschlagversuche mit unmittelbar an den Rohrlöchern entnommenen Probestäben (Zahlentafel 3).

Die Ergebnisse sind in Zahlentafel 4 zusammengestellt und in Abb. 16 graphisch aufgetragen.

Aus Zahlentafel 4 und Abb. 16 ergibt sich folgendes:

1. Durch das Quetschen wird die spezifische Schlagarbeit auch beim Izett-Material II herabgedrückt, der

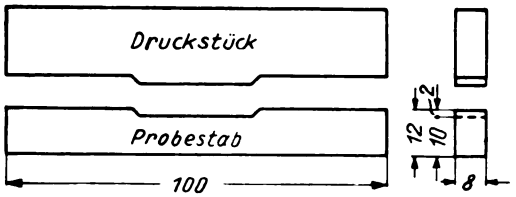


Abb. 14.

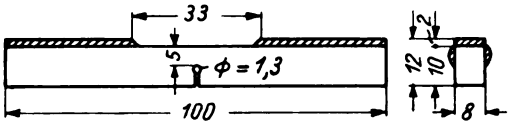


Abb. 15.

Zahlentafel 3. Kerbschlagversuche mit unmittelbar an den Rohrlochreihen entnommenen Probestäben. (Abb. 13.)

Vorbehandlung des Feldes	Proben entnommen an der	I Gewöhnliches Kesselblech: Nr. der Proben (Abb. 7)	I: Spez. Schlagarbeit mkg/qcm Einzelwerte	I: Mittel	II Izett-Blech: Nr. der Proben (Abb. 7)	II: Spez. Schlagarbeit mkg/qcm Einzelwerte	II: Mittel	Bemerkungen
Feld 1 (Abb. 6) einmal bebohrt, darauf 1 st bei 200 bis 250° angelassen	1. Rohrreihe Nuten mit gebrochenen Kanten	1	9,1	9,2	25	13,9 n. g.[1]	(12,9)	[1] n. g. = nicht völlig gebrochen, Mittelwerte daher in Klammern gesetzt
		2	9,3		26	11,9 n. g.		
	2. Rohrreihe Nuten mit gebrochenen Kanten	3	8,8	8,8	27	13,6 n. g.	(13,4)	
		4	8,8		28	13,3 n. g.		
	3. Rohrreihe Nuten mit abgerundeten Kanten	5	8,1	8,4	29	13,1 n. g.	(13,6)	
		6	8,6		30	14,1 n. g.		
	4. Rohrreihe ohne Nuten	7	8,6	8,5	31	13,2 n. g.	(13,3)	
		8	8,5		32	13,4 n. g.		
Feld 2 (Abb. 6) dreimal berohrt u. nach jeder Berohrung 1 st bei 200 bis 250° angelassen	1. Rohrreihe Nuten mit gebrochenen Kanten	9	6,8	7,6	33	13,8 n. g.	(13,3)	
		10	8,4		34	12,8 n. g.		
	2. Rohrreihe Nuten mit gebrochenen Kanten	11	8,2	7,6	36	13,0 n. g.	(12,8)	
		12	7,1		35	12,7 n. g.		
	3. Rohrreihe Nuten mit abgerundeten Kanten	13	6,4	6,1	37	13,8 n. g.	(13,6)	
		14	5,7		38	13,5 n. g.		
	4. Rohrreihe ohne Nuten	15	8,6	7,7	39	13,4 n. g.	(13,2)	
		16	6,8		40	12,8 n. g.		
Feld 3 (Abb. 6) fünfmal berohrt u. nach jeder Berohrung 1 st bei 200 bis 250° angelassen Rohrreihe 1 darauf noch einmal (zum sechsten Male) berohrt	1. Rohrreihe Nuten mit gebrochenen Kanten	17	5,9	7,5	41	14,1 n. g.	(13,7)	
		18	9,1		42	13,3 n. g.		
	2. Rohrreihe Nuten mit gebrochenen Kanten	19	7,1	6,8	43	13,7 n. g.	(13,3)	
		20	6,5		44	12,8 n. g.		
	3. Rohrreihe Nuten mit abgerundeten Kanten	21	7,6	7,9	45	14,0 n. g.	(13,6)	
		22	8,2		46	13,2 n. g.		
	4. Rohrreihe ohne Nuten	23	8,7	7,7	47	13,9 n. g.	(13,5)	
		24	6,7		48	13,1 n. g.		

Digitized by Google

Abfall ist jedoch erheblich geringer als beim gewöhnlichen Kesselblech I.

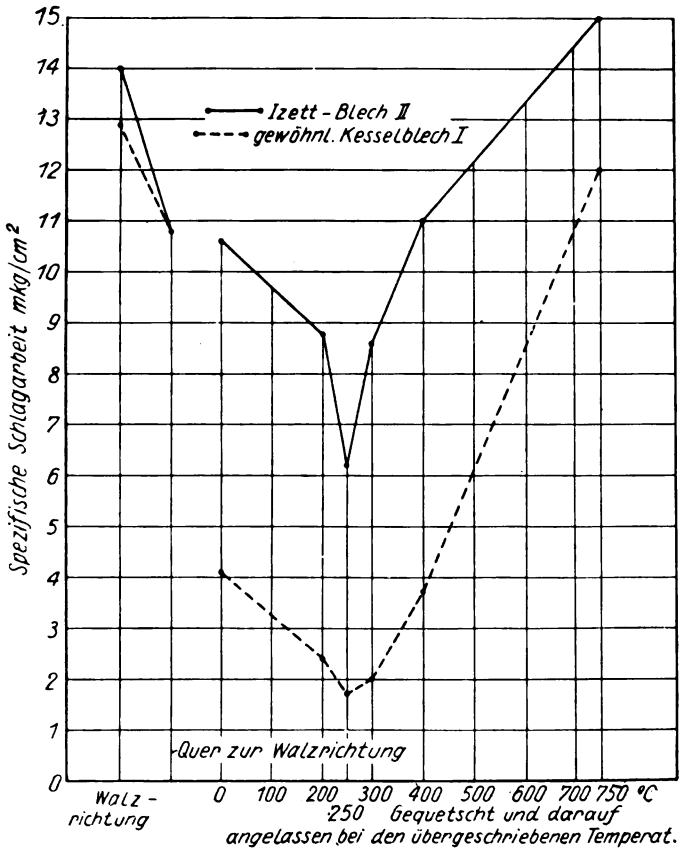


Abb. 16. Kerbzähigkeiten nach Quetschung und nach dem Anlassen bei verschiedenen Temperaturen.

2. Mit steigender Anlaßtemperatur tritt bei beiden Materialien eine gewisse Alterung ein, die sich durch ein weiteres Absinken der Kerbzähigkeit bemerkbar macht.

Zahlentafel 4. Kerbschlagversuche mit gequetschten und wieder angelassenen Probestäben (Proben in der Walzrichtung *L* entnommen).

I Gewöhnliches Kesselblech Spez. Schlagarbeit mkg/qcm		Nach dem Quetschen 2 Stunden angelassen bei	II Izettblech Spez. Schlagarbeit mkg/qcm	
Einzelwerte	Mittel		Einzelwerte	Mittel
3,6 4,5	4,1	nicht angelassen	10,5 10,7	10,6
2,3 2,5	2,4	200°	8,6 8,9	8,8
1,7 1,6	1,7	250°	6,7 5,6	6,2
1,9 2,1	2,0	300°	8,4 8,8	8,6
3,3 4,1	3,7	400°	11,3 10,6	11,0
12,7 n. g. 12,1 n. g.	(12,4)	750°	15,2 n. g. 15,5 n. g.	(15,3)

3. Bei 250° Anlaßtemperatur ist der Mindestwert der Kerbzähigkeit bei beiden Materialien erreicht; er liegt beim Izett-Material II bei rund 6,2 mgk/qcm und beim gewöhnlichen Kesselblech I bei 1,7 mkg/qcm, also erheblich tiefer.

4. Bei 400° Anlaßtemperatur zeigte das Izett-Material bereits eine beträchtliche Steigerung der Kerbzähigkeit (auf 11 mkg/qcm), während sie beim gewöhnlichen Kesselblech I immer noch unter 4 mkg/qcm blieb.

Das Izett-Material hat sich demnach auf Grund der Prüfung der an den Rohrlochwandungen entnommenen Proben und in Übereinstimmung mit früheren Versuchen[1] als wesentlich unempfindlicher gegenüber Quetschung erwiesen als das gewöhnliche Kesselblech.

[1] l. c.

Elastizität, statische Versuche und Dauerprüfung.

Von **W. Kuntze, G. Sachs** und **H. Sieglerschmidt**[1].

Zwei Kernfragen bilden den wesentlichen Inhalt des Ermüdungsproblems:

1. Gibt es eine Beanspruchungsgrenze, die bei wechselnder Beanspruchung unendlich oft erreicht werden kann, ohne daß Bruch eintritt?

2. Wenn ja, in welchem Zusammenhang steht diese Dauerfestigkeit mit den Kennziffern und Stoffeigenschaften bei entsprechenden statischen Versuchen?

Die Beantwortung der ersten Frage erscheint trotz einer großen Zahl ausgedehnter Versuche[2] vorläufig unmöglich. Es gibt keinen Weg, durch Extrapolation aus Versuchen bis zu einigen Millionen Belastungswechseln auf die Dauerfestigkeit bei unendlich lange fortgesetzter Beanspruchung zu schließen. Für praktische Zwecke ausreichend ist die Tatsache, daß bei Unterschreitung gewisser Beanspruchungen die ertragbare Wechselzahl schnell zu sehr hohen Werten ansteigt.

Mit diesem mageren Ergebnis, daß gewisse Beanspruchungsschwankungen praktisch unendlich oft ertragen werden können, müssen wir uns zunächst abfinden.

Die zweite Frage nach der Verknüpfung der Dauerfestigkeit mit statischen Untersuchungen hat eine doppelte Bedeutung.

Denn einerseits suchen wir in den besser verfolgbaren Erscheinungen bei einmalig und langsam wirkenden Beanspruchungen nach den inneren Ursachen der Ermüdung; und das Erkennen solcher Zusammenhänge könnte anderseits dazu führen, den sehr umständlichen Dauerversuch durch eine abgekürzte Prüfung zu ersetzen.

Es ist eigenartig, daß nur ein kleiner Bruchteil der einschlägigen Untersuchungen sich mit den inneren Vorgängen bei der Dauerprüfung beschäftigt. Zu nennen sind hier vor allem die Arbeiten von Ludwik[1] und

[1] Original: Z. Metallkunde 20, S. 64—68 (1928).

[2] Schrifttum vgl. R. Mailänder: Ber. Werkstoffausschuß Verein Deutscher Eisenhüttenleute Nr. 38 (1924).

[1] P. Ludwik: Z. V. d. I. 57, S. 203 (1913); Z. Metallkunde 15, S. 68—73 (1923); P. Ludwik u. R. Scheu: Z. V. d. I. 67, S. 122—126 (1923).

Digitized by Google

Gough[1], nach denen ein Dauerbruch stets erkennen läßt, daß eine Anzahl von Kristallen in der Nähe der Bruchstelle bleibend verformt worden sind.

Elastizitätsgrenze und Dauerfestigkeit.

Da der Eintritt des Dauerbruchs somit vorangegangene bleibende Verformungen voraussetzt, liegt der Gedanke nahe, die Dauerfestigkeit zur Proportionalitätsgrenze[2] bzw. zur Elastizitätsgrenze in Beziehung zu setzen.[3] Aber gibt es überhaupt eine Proportionalitätsgrenze und eine Elastizitätsgrenze? Diese Frage ist heute sehr umstritten, ohne daß das Versuchsmaterial bisher zu einer eindeutigen Beantwortung ausreicht.

Wenigstens was die Elastizitätsgrenze anbetrifft, so ist diese nach heutiger Versuchsmethodik keine physikalisch begründete Stoffeigenschaft, sondern eine durch Vereinbarung festgelegte Kennziffer, unter Duldung gewisser kleiner Verformungen. Nach allgemeiner Erfahrung werden diese Verformungen zwar nach einmaliger Belastung ausgeschieden; dies gilt aber auch mit gleichem Recht von noch höheren Belastungen, so daß die bevorzugte Bedeutung dieser Grenze für die Beanspruchung in sich zusammenfällt.

Versagt somit aus physikalischen Überlegungen heraus die Elastizitätsgrenze als Vergleichsgrundlage, so erscheint es um so notwendiger, sich über die Vorgänge an der Grenze des elastischen Bereichs zu unterrichten. Es dürfte daher besonders auch in diesem Zusammenhange von Bedeutung sein, über einige auf Grund eingehender Versuche an Kupfer[1] gewonnene Erkenntnisse zu berichten.

Abb. 1a veranschaulicht die bekannten Verhältnisse an einer 20 mm dicken Stange aus Elektrolytkupfer, die bei 400° C $^1/_2$ st geglüht war. Schon bei sehr geringen Beanspruchungen treten deutlich bleibende Verformungsreste auf. Auch sonst ist im unbeanspruchten Zustande in feineren Messungen, und zwar sowohl bei ausgeglühtem Eisen[2] als auch bei einzelnen Metallkristallen[3], die Elastizitätsgrenze so niedrig gefunden worden, daß sie sich praktisch nicht von 0 unterscheidet.

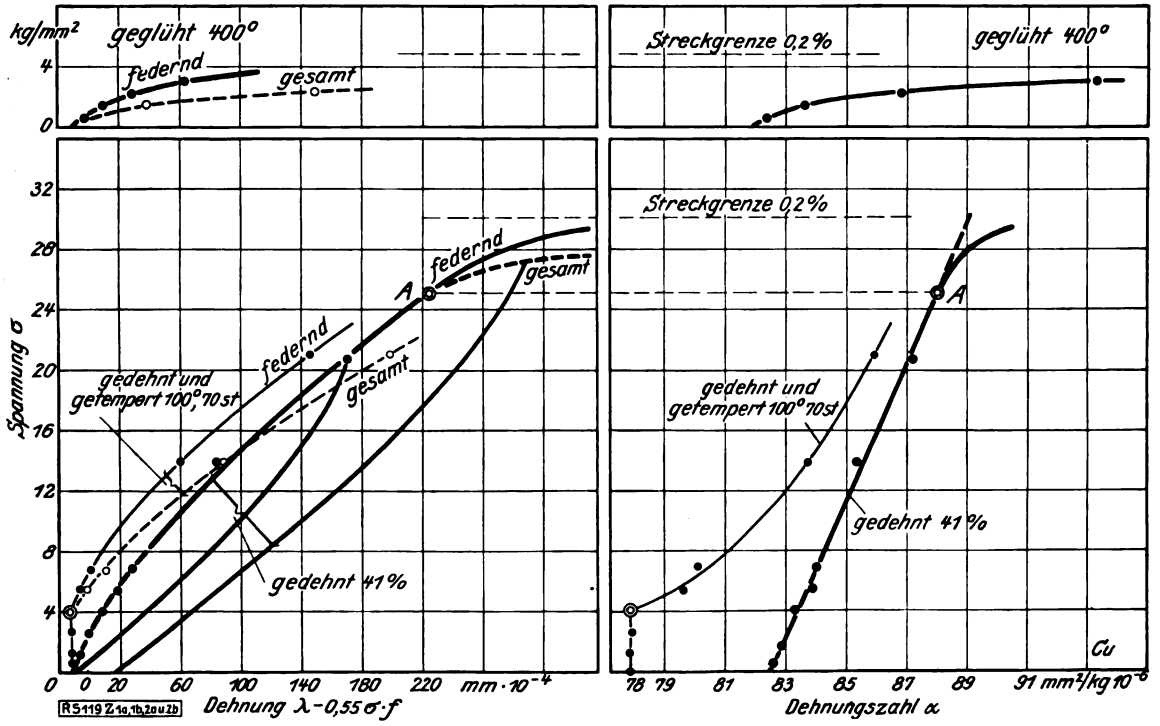


Abb. 1a und 1b. Gesamte und federnde Dehnung einer Elektrolytkupferstange.

Abb. 2a und 2b. Dehnungszahl einer Elektrolytkupferstange in verschiedenen Zuständen.

Abb. 1a bis 2b. Für die Dehnung λ ist ein besonders empfindlicher Maßstab gewählt worden. Die Dehnungszahl α ist der reziproke Wert des Elastizitätsmoduls E: $\alpha = \frac{I}{E}$.

Abb. 2a zeigt außerdem das Verhalten der Dehnungszahl, d. h. des reziproken Wertes des üblichen Elastizitätsmoduls $\alpha = \frac{I}{E}$. Danach ist die Dehnungszahl keine Konstante[4], sondern wächst stark mit steigender Belastung, wobei die bleibenden Verformungen natürlich erst ausgeschaltet werden mußten[5].

[1] H. J. Gough: The endurance of metals London 1924; H. J. Gough u. D. Hanson: Proc. Roy. Soc. 104 (A) (1923,) S. 538—565; H. J. Gough, D. Hanson u. S. J. Wright: Phil. Trans. 226 (A), S. 1—3 (1926).

[2] J. Bauschinger: Dinglers Pol. J. 1880, S. 169; Mitt. Techn. Lab. München, 1886, H. 13.

[3] G. Welter: Z. V. d. I. 70, S. 649—655 (1926); Z. Metallkunde 18, S. 117—120 (1926).

[1] W. Kuntze: Mitt. d. d. Materialprüfungsanstalten Sonderheft V, S. 97 (1929).

[2] H. J. Gough u. D. Hanson: a. a. O.

[3] P. Rosbaud u. E. Schmid: Z. Phys. 32, S. 197—225 (1925); M. Polanyi u. G. Sachs: Z. Phys. 33, S. 692—705 (1925).

[4] F. Körber u. W. Rohland: Mitt. Kaiser Wilhelm-Inst. f. Eisenforsch. 5, S. 37—54 (1924).

[5] Die Dehnungszahl wurde in üblicher Weise bestimmt mit Hilfe von Martens-Spiegelgeräten durch Messung der rückgängigen federnden Dehnungen bei Entlastung auf eine Ausgangsbelastung von $\sim 0{,}1$ kg/mm². Auf die Ausschaltung

Digitized by Google

Unsere Versuche lassen aber besonders die verwickelten Erscheinungen bei beanspruchten Stoffen erkennen.

Wird ein Probestab gereckt, etwa durch Dehnung in der Prüfmaschine und dann nach Abb. 1b bis zu einem geringen Bruchteil seiner neuen Streckgrenze belastet und wieder entlastet, so treten zwar (wenn die Probe nicht gelagert hat) keine bleibenden Verformungsreste auf; die Belastungs- und Entlastungskurve fallen aber nicht zusammen, sondern schließen die bekannte Hysteresisschleife ein. Auch ist das Hooksche Gesetz nach Abb. 1b nicht erfüllt, und die Dehnungszahl nimmt, wie Abb. 2b zeigt, mit wachsender Belastung zu. Und zwar steigt die Kurve der Dehnungszahl in Abhängigkeit von der Belastungshöhe zunächst bis zu einem Bruchteil (etwa $^2/_3$—$^3/_4$) der jetzigen Streckgrenze mit hoher Annäherung geradlinig an, um dann (Punkt *A* in Abb. 1b und 2b) ziemlich unvermittelt abzubiegen. Dementsprechend wird nach Belastungen über *A* hinaus die Hysterese verhältnismäßig groß, d. h. die Kurve der federnden Dehnungen wird stärker gekrümmt. Außerdem entstehen auch von *A* an schnell zunehmende bleibende Reste. Aber das Auftreten bleibender Verformungen genügt nicht zur Festlegung der Grenze *A*, da sich schon durch kurzes Lagern unterhalb *A* merkliche Reste einschleichen. Der typische Verlauf in Abb. 2b bleibt jedoch auch dann noch erhalten.

Der Einfluß des Temperns (oder Lagerns) bei niedrigen Temperaturen äußert sich nämlich entsprechend Abb. 1b und 2b (dünne Linie) in eigenartigen Veränderungen der Kurven. Es tritt aller Wahrscheinlichkeit nach bis zu einer gewissen Belastungshöhe, die im dargestellten Falle etwa $^1/_8$ der Bruchlast beträgt, reine Elastizität und Proportionalität ein. Sowie aber der Stab höher belastet wird, ist die Wirkung des Temperns vernichtet, und bei nochmaliger Belastung bis zu einer dem Punkt *A* in Abb. 1 entsprechenden Last tritt wieder Hysteresis unter Anwesenheit bleibender Reste auf.

Ein Werkstoff wie Kupfer besitzt also nur unter ganz besonderen Verhältnissen eine vollkommene Elastizität, und das gleiche dürfte nach einigen Stichproben in geringerem Maße auch für Stahl gelten. Auch die beobachteten Abweichungen von der Proportionalität[1] sprechen für die Auffassung. Es sei noch darauf hingewiesen, daß in der Praxis vielfach davon Gebrauch gemacht wird, daß die Elastizität durch Tempern vollkommener wird.

Diese Erscheinungen weisen, wie schon Körber und Rohland[2] betont haben, auf den Zusammenhang mit den durch die Verformung hervorgerufenen inneren Spannungen hin. Infolge deren Anwesenheit treten bei jeder Belastungsänderung zusätzliche nichtelastische Verformungen ein; und bei wiederholter Belastung wird eine dem Inhalt der Hysteresisschleife entsprechende Arbeit verbraucht und in Wärme umgesetzt. Eine reine Elastizität gibt es danach, streng genommen, bei einem vorbeanspruchten Werkstoff überhaupt nicht. Der Begriff „Elastizitätsgrenze" behält dabei noch eine gewisse Berechtigung, auch wenn keine Proportionalität, sondern „reine Hysteresis" auftritt.

Für das Ermüdungsproblem könnte man nun die nächste Fragestellung so bilden: Sind die kleinen inneren Verformungen die den Inhalt der Hysteresis[1] ausmachen, ausreichend, um bei oftmaliger Wiederholung den Dauerbruch herbeizuführen? Eine einwandfreie Beantwortung dieser Frage ist, wie gesagt, nicht möglich, aber die Erfahrung deutet darauf hin, daß diese Hysteresisvorgänge allein nicht ausreichen, um den Bruch herbeizuführen.

Es erscheint verfrüht, aus unseren Elastizitätsmessungen nähere Beziehungen zur Dauerbeanspruchung aufzustellen. Jedoch sind die Versuche insofern von Bedeutung, als nunmehr die Erwärmung bei Beanspruchungen schon unterhalb der Elastizitätsgrenze und ihre schnelle Zunahme bei Überschreitung[2] erklärt ist. Der letztere Vorgang wird aber oft als abgekürztes Kriterium für die Dauerfestigkeit genommen und nach unseren Versuchen ist ja diese Grenze durch die schnelle Zunahme der Hysteresis (bzw. der Elastizitätszahl) bestimmt.

Daß diese kritische Beanspruchung wirklich der Dauerfestigkeit entspricht, kann natürlich nicht behauptet werden. Der Größenordnung nach liegt sie mit $^2/_3$ bis $^3/_4$ der Streckgrenze (bei Beanspruchung in einer Richtung) etwa in gleicher Höhe wie die Dauerfestigkeit.

Somit besteht immerhin die Möglichkeit, aus physikalischen Überlegungen heraus irgendeine in kurzer Zeit feststellbare Größe als Ersatz für die Dauerfestigkeit zu nehmen.

Verkürzte Dauerproben.

Nach den bisherigen Untersuchungen steht also fest, daß die Dauerfestigkeit kleine bleibende Verformungen voraussetzt. Dies bedeutet aber, daß sie eine Widerstandsgröße ist und dementsprechend, wie Stribeck[3] und Mailänder[4] gezeigt haben, in einfachen Beziehungen zur Zugfestigkeit, Streckgrenze, Elastizitätsgrenze usw. stehen kann, nicht aber zu irgendwelchen Größen des Formänderungsvermögens, wie der Querschnittsverminderung oder auch der Dehnung. Wir führen hier absichtlich nur Kennziffern des Zugversuches an, weil diese Prüfung vorläufig immer noch die wichtigste und auch durchsichtigste ist.

---

aller faßbaren Fehlerquellen, wie Zeit- und Temperatureinflüsse u. a. m., wurde große Sorgfalt verwendet. Näheres siehe die ausführliche Untersuchung von W. Kuntze, a. a. O.

[1] G. Jensch: Mitt. Materialprüfungsamt Berlin-Dahlem 41, S. 75 (1923).

[2] F. Körber u. W. Rohland: a. a. O.; G. Sachs u. G. Fiek: Der Zugversuch, S. 134.

[1] Unter Hysteresis seien hier nur solche inneren plastischen Verformungen verstanden, die bei Entlastung auf 0 vollständig zurückgehen. Ihre Größe kann also nur einen Bruchteil der rein elastischen Formänderungen ausmachen. Mithin ist die in Abb. 1 dargestellte Hysteresisschleife wesensverschieden von den ebenfalls geschlossenen Schleifen, z. B. bei Zug-Druck-Beanspruchung, deren Inhalt überwiegend plastischer Natur ist.

[2] C. E. Stromeyer: Proc. Roy. Soc. 90 (A), S. 411—425 (1914); W. Lehr: Dissertation, Stuttgart 1925.

[3] R. Stribeck: Z. V. d. I. 67, S. 631—636 (1923).

[4] R. Mailänder: vgl. Fußnote auf S. 53.

Digitized by Google

Aber ist es wirklich die eigentliche Dauerfestigkeit, die gesucht wird? Die außerordentlich große Arbeit, die zur Klärung dieser Frage aufgewendet worden ist und noch aufgewendet wird, wird damit begründet, daß die Dauerfestigkeit weit besser den Beanspruchungsverhältnissen in der Praxis gerecht wird als gewöhnliche statische Versuche. Dem kann jedoch nur bis zu einem gewissen Grade zugestimmt werden.

Denn das, was die Praxis eigentlich fordert, ist nicht allein eine hohe Beanspruchungsgrenze, die unendlich lange ertragen wird, sondern in vielleicht noch höherem Maße die Sicherheit gegen etwaige unvermeidbare Überlastungen oder Fehler. Das betreffende Werkstück muß also besonders in der Lage sein, eine gewisse Überbeanspruchung einige Zeit aufzunehmen. Und zwar wird es sich meistens darum handeln, entweder einen erhöhten Arbeitsaufwand, z. B. bei Resonanzerscheinungen, oder eine verstärkte örtliche Formänderung, z. B. infolge Beschädigungen, auszuhalten.

Der Werkstoff muß also neben der gewährleisteten Dauerfestigkeit noch auf jeden Fall ein gewisses Formänderungsvermögen aufweisen. Wir stehen aber dann zuerst Drähte für Seile in ähnlicher Weise wie im Betriebe geprüft.

Abb. 3 veranschaulicht die Durchführung dieses „Biegerollenversuches". Zum Vergleich ist auch in Abb. 5 der gewöhnliche technologische Biegeversuch daneben angedeutet. Als eine Biegezahl gilt beim Biegerollenversuch eine Hin- oder Rückbewegung des Schlittens *a—b* in Abb. 3, wobei die beanspruchten Drahtstellen je einmal um die Rolle *a* und um die Rolle *b* herumgebogen und wieder gerade gerichtet werden. Bei sehr großen Krümmungsdurchmessern $D = 2r$ werden entsprechend Abb. 4 an Stelle von Rollen Schwingen verwendet. Eine geringe Anspannung *G* (Abb. 3) ist notwendig, um Ausbiegung des Drahtes zu vermeiden. Sie hat, wie durch besondere Versuche (vorläufig an Kupferdraht) nachgewiesen wurde, keinen Einfluß, solange sie sich in mäßigen Grenzen hält ($^1/_{10}$ bis $^1/_5$ der Höchstlast), ist also als zusätzliche Beanspruchung bedeutungslos. Beim Hin- und Herbiegeversuch, Abb. 5, gilt als eine Biegezahl je eine Umbiegung nach einer der beiden Richtungen und Wiederaufrichten in die ursprüngliche Lage.

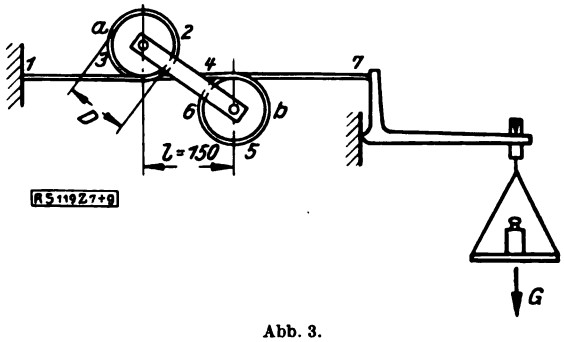


Abb. 3.

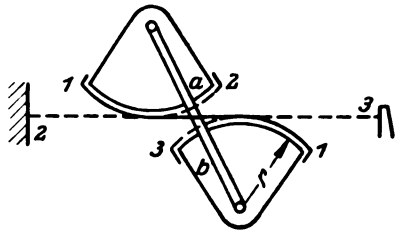


Abb. 4.

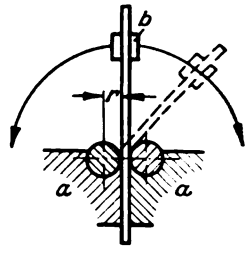


Abb. 5.

Abb. 3. Skizze des Biegerollenversuches[1]. Abb. 4. Skizze des Biegerollenversuches bei sehr großem Krümmungsdurchmesser. Abb. 5. Skizze des technologischen Hin- und Herbiegeversuchs.

vor ähnlichen Schwierigkeiten wie bei Gütebeurteilungen auf Grund statischer Versuche[2]. Durch eine einzige Gütezahl läßt sich die praktische Eignung eines Stoffes nicht erfassen. Und führt man zwei Güteziffern ein, so fehlen vorläufig noch die Grundlagen, um die beiden Anforderungen gegeneinander abzugleichen.

Ein Beispiel möge diese Schwierigkeiten erläutern. Ein extremer Fall für Dauerbeanspruchung im Betriebe ist die von Seilen für Förder- und Transmissionszwecke. Die Beanspruchung ist hauptsächlich eine solche auf Biegung mit zusätzlichem Zug.

Man verlangt dabei von den Seilen bzw. den einzelnen Drähten auf Grund langjähriger Erfahrungen besonders die Prüfung auf Hin- und Herbiegung mit scharfem Krümmungshalbmesser. Es ergeben sich natürlich bei einer solchen scharfen Beanspruchung für alle Werkstoffe nur geringe Biegezahlen bis zum Bruch. Dagegen wird bei normaler Beanspruchung in der Praxis das Seil um einen sehr großen Halbmesser gebogen und hält dementsprechend auch im ungünstigsten Falle viele Tausende von Biegungen aus. Daher hat Rudeloff[3]

Nach unseren Versuchen besteht nun zwischen der Hin- und Herbiegeprüfung und dem neuen Biegerollenversuch kein grundsätzlicher Unterschied. Mit zunehmendem Krümmungshalbmesser der Biegung steigt die Biegezahl stetig an, ohne daß die verschiedene äußere Form der Versuchsdurchführung von wesentlichem Einfluß ist.

Wohl aber ändert sich mit wachsendem Krümmungshalbmesser bzw. wachsender Biegezahl die Bedeutung dieser Kennziffer. In den beiden Grenzfällen hängt sie, wie Abb. 6—14 zeigen, in sehr verschiedener Weise mit den Kennziffern des Zugversuches zusammen.

Beim technologischen Biegeversuch mit scharfem Krümmungshalbmesser steht die Biegezahl entsprechend Abb. 8 in einfacher Beziehung zur Bruchquerschnittsverminderung, also zum Formänderungsvermögen, nicht aber zu irgendeiner anderen Größe, z. B. der Zugfestigkeit, Abb. 6. Beim Biegerollenversuch steht die Biegezahl dagegen nach Abb. 12 in einer deutlichen Beziehung zur Zugfestigkeit, also zum Verformungswiderstand.

Der Übergang der einen Probe zur anderen macht sich schon bei der gewöhnlichen technologischen Probe mit zunehmendem Krümmungshalbmesser bemerkbar. Die Biegezahl steht dann nach Abb. 9 —11 mit keiner Kennziffer des Zugversuches mehr in einem deutlichen

[1] Bei neueren Versuchen ist $l = 0$ (auch in Abb. 4).

[2] G. Sachs: Z. V. d. I. 70, S. 1167—1170 (1926).

[3] M. Rudeloff: Mitt. K. Techn. Vers.-Anst. 15, S. 137 bis 208 (1897); vgl. auch H. Sieglerschmidt: Z. techn. Phys. 5, S. 79—83 (1924); Z. V. d. I. 71, S. 517—520 (1927).

Digitized by Google

Zusammenhang. Betont sei noch, daß Beziehungen zur Dehnung (bzw. der gleichbedeutenden gleichmäßigen Querschnittsverminderung) überhaupt nicht erkenntlich sind, was auch bei einem derart verwickelten Vorgange, wie es die Dehnung ist, kaum erwartet werden kann[1].

Nach den Abb. 8 und 12 ist die Abhängigkeit der Biegezahl von der Bruchquerschnittsverminderung (im Falle des technologischen Versuches) und von der Zugfestigkeit (im Falle des Biegerollenversuches) nicht besonders streng. Die Versuchspunkte liegen vielmehr in einem erheblichen Streubereich. Aus dem gesamten Versuchsmaterial lassen sich jedoch aus physikalischen Überlegungen heraus weitere, besser gültige Zusammenhänge entwickeln, die allerdings recht verwickelt und undurchsichtig sind. Erwähnt sei hier nur, daß die Größe des Elastizitätsmoduls von Einfluß ist, z. B. insofern als nach Abb. 12 die Biegezahl beim Biegerollenversuch für Stoffe mit kleinem Elastizitätsmodul im allgemeinen verhältnismäßig groß ausfällt. Der Grund hierfür ist leicht einzusehen. Stoffe mit kleinem Elastizitätsmodul vertragen große elastische Formänderungen, so daß der plastische Anteil an der Gesamtverformung verhältnismäßig gering ausfällt. Die plastische Verformung bestimmt aber, wie auseinandergesetzt, den Brucheintritt.

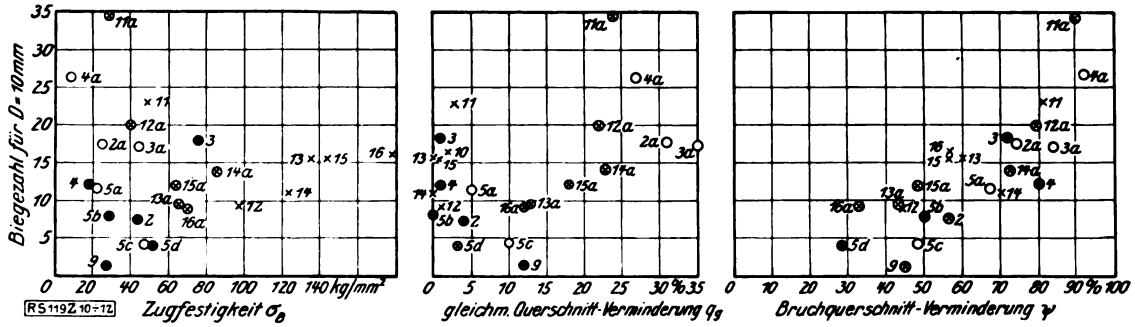


Abb. 6 bis 8. Zusammenhang zwischen Biegezahl beim Hin- und Herbiegeversuch mit scharfer Krümmung (Krümmungsdurchmesser = 10 mm) und Festigkeitseigenschaften beim Zugversuch.

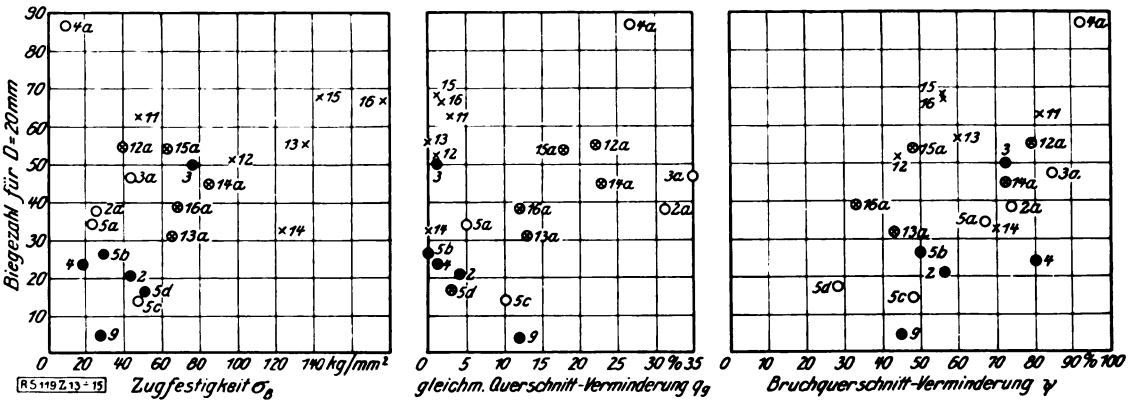


Abb. 9 bis 11. Zusammenhang zwischen Biegezahl beim Hin- und Herbiegeversuch mit mittlerer Krümmung (D = 20 mm) und Festigkeitseigenschaften beim Zugversuch.

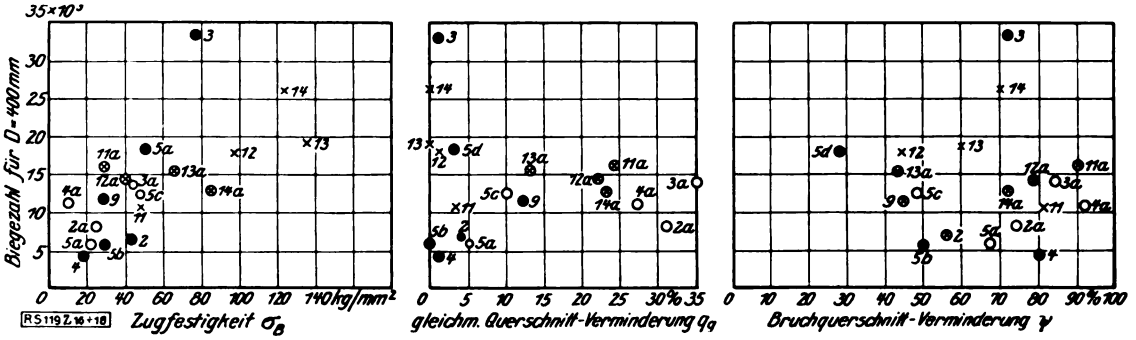


Abb. 12 bis 14. Zusammenhang zwischen Biegezahl beim Biegerollenversuch mit schwacher Krümmung (D = 400 mm) und Festigkeitseigenschaften beim Zugversuch.

Zu Abb. 6 bis 14. Die gleichmäßige Querschnittsverminderung q_g ersetzt die Dehnung.

● ○ Nichteisenmetalle { Anlieferung (gezogen) / gegl.

× ⊗ Stähle { Anlieferung (gezogen) / gegl.

Die gefundenen Zusammenhänge erscheinen für die Verwendung verkürzter Dauerprüfungen von einiger Bedeutung. Ähnlich wie beim Biegeversuch — wenn auch vielleicht weniger durchsichtig — werden die Verhältnisse bei allen neuerdings vorgeschlagenen Dauerprüfungen liegen. Während der eigentliche Dauerversuch stets eine Prüfung auf die Größe des Verformungswiderstandes (Zugfestigkeit, Härte usw.) hin ist, spielen bei den verkürzten Proben andere Stoffeigenschaften, be-

[1] G. Sachs u. G. Fiek: Der Zugversuch, Leipzig 1926.

Digitized by Google

sonders das Formänderungsvermögen (Querschnittsverminderung), stark mit hinein.

Diese Tatsache bedeutet an sich einen erheblichen Vorteil der verkürzten Dauerprüfung gegenüber entsprechenden statischen Versuchen. Durch Einstellung von Beanspruchungen, die große oder kleine Wechselzahlen bis zum Bruch hervorrufen, kann der Charakter der Prüfung willkürlich beeinflußt werden. Sie kann so abgestellt werden, daß gerade eine erwünschte Kombination der beiden wichtigen Eigenschaften Verformungswiderstand und Formänderungsvermögen erfaßt wird. Das ist aber gerade das, was die Praxis eigentlich haben will, und was auch in der häufig vertretenen, aber undurchsichtigen Forderung zum Ausdruck kommt, daß ein Werkstoff eine besonders große „Zähigkeit" haben soll.

Vorläufig sind die Beziehungen jedoch noch zu wenig geklärt, als daß eine Prüfung auf Zähigkeit im auseinandergesetzten Sinn wirklich möglich ist. Denn einerseits hat sich die allgemeine praktische Erfahrung noch nicht soweit verdichtet, daß die Forderung nach Zähigkeit irgendwie zahlenmäßig erfaßt werden kann. Und anderseits gibt es u. W. bisher noch keine Untersuchung, die sich eingehender mit der Frage beschäftigt, in welcher Weise der Übergang vom statischen Versuch zur Dauerprüfung vor sich geht. Wenn diese beiden Fragen in den Grundzügen geklärt sind, werden wir wahrscheinlich einen wesentlichen Fortschritt in der Verknüpfung der Prüfungsergebnisse mit den Betriebserfahrungen zu verzeichnen haben.

Immerhin gibt es ein Kriterium, das vielleicht geeignet ist, die Übereinstimmung zwischen praktischer Beanspruchung und Eignungsprüfung zu beurteilen. Es ist dies die bis zum Bruch ertragene Wechselzahl. Bei der Prüfung von Seildrähten wenigstens läßt sich der Krümmungshalbmesser wie bei den vorliegenden Versuchen leicht so wählen, daß die nach Biegungen gerechnete Lebensdauer des Prüfdrahts annähernd die gleiche ist wie die Lebensdauer eines Seiles in der Praxis. Und der Schluß, daß eine solche Übereinstimmung besser ist als gar keine, läßt sich wohl vertreten.

Einen weiteren Vorteil der Dauerprüfung möchten wir zum Schluß noch in diesem Zusammenhang hervorheben. Die Dauerprüfung ermöglicht es nämlich, auch der Beanspruchungsart der Praxis gerecht zu werden, vor allem Biegung und Verdrillung zu verwirklichen. Die entsprechenden statischen Versuche sind vorläufig noch sehr undurchsichtig und versuchstechnisch schwierig. Und die Beziehungen unserer wichtigsten Probe, des Zugversuches, zu verwickelteren Beanspruchungen sind auch noch wenig geklärt. Ferner wird man den Einfluß des Gefüges z. B. kaum allgemein in Rechnung stellen können, und aus diesem Grunde schon eine möglichst starke Annäherung an die Beanspruchungsverhältnisse der Praxis verlangen. Man denke etwa an eine einsatzgehärtete Oberfläche, die bei Zug und Druck nur wenig ins Gewicht fallen wird, bei Biegung und Torsion dagegen die Hauptbeanspruchung aufnimmt.

Nichtsdestoweniger wird man wohl den Wert einer systematischen Materialprüfung im Sinne von Ludwik[1] darin sehen müssen, daß man auch die verwickelten Verformungsvorgänge auf die einfachen Grundeigenschaften der Stoffe zurückzuführen sucht. Einen Beitrag in dieser Richtung soll auch die vorliegende Abhandlung bieten.

Herrn Prof. Memmler sei auch an dieser Stelle für die Unterstützung der Untersuchungen bestens gedankt.

[1] P. Ludwik: Bach-Heft der Forschungsarb. d. V. d. I. 1927, S. 56—61.

Die Dehnung von Blechen.

G. Sachs und **W. Stenzel**[1].

Nach dem Ähnlichkeitsgesetz von Kick[2] erfahren Körper aus gleichem Material unter gleichen Spannungen nur dann geometrisch ähnliche Formänderungen, wenn auch die Gestalt der Körper geometrische Ähnlichkeit aufweist. Eine Vergleichbarkeit von Versuchsergebnissen ist somit an eine Bedingung gebunden, deren strenge Einhaltung in der praktischen Materialprüfung nur ausnahmsweise möglich ist. Nach Bauschinger[3] liefern nun Zerreißstäbe aus dehnbaren Metallen bei verschiedenen Querschnittsabmessungen auch dann schon vergleichbare Werte für die Bruchdehnungen, wenn die Meßlängen die Bedingung erfüllen:

$$l = \text{const} \cdot \sqrt{F_0},$$

worin l die Meßlänge und F_0 den ursprünglichen Querschnitt bedeuten. In Deutschland üblich und in den DIN festgelegt sind die Meßlängen $l = 11{,}3\sqrt{F_0}$ und $l = 5{,}65\sqrt{F_0}$. Für Rundstäbe geht diese Gleichung in die Form über

$$l = n \cdot d,$$

worin d der Durchmesser des Stabes ist. Die üblichen Meßlängen sind $l = 10d$ bzw. $l = 5d$. Die Meßlängen müssen also stets gleiche Vielfache des Durchmessers betragen. Für Rundstäbe ist die Wahl des Durchmessers als Vergleichsmaßstab natürlich, weil dadurch gleichzeitig Querschnittsgröße und Querschnittsform des Probestabes bestimmt sind. Wie nach der strengen geometrischen Ähnlichkeit zu erwarten ist, bestätigen alle Untersuchungen an Rundstäben, daß die Bruchdehnungen bei gleichem „Meßlängenverhältnis" $l:d$ von d, d. h. der absoluten Größe des Querschnitts, unabhängig sind[1]. Auch für Stäbe beliebig anderer Querschnittsform gilt als Vergleichsmaßstab für die Meßlängen nach den DIN der „Durchmesser des dem Stabquerschnitt flächen-

[1] Original: Metallwirtsch. 8, S. 547—556 (1929).

[2] F. Kick: Das Gesetz der proportionalen Widerstände. Leipzig 1885.

[3] J. Bauschinger: Mitt. Mech. Techn. Lab., München, 1892, Heft 21.

[1] M. Rudeloff: Mitt. Materialpr.-Amt 34, S. 206—257 (1916); Stahleisen 37, S. 324—330, 374—381 (1917); Forsch.-Arb. Ing. 1919, Heft 215.

Digitized by Google

gleichen Kreises", also d, und die üblichen Meßlängen betragen ebenfalls $l = 10d$ und $l = 5d$. Diese Festsetzung macht die Annahme, daß es nur auf die Größe, nicht auf die Gestalt des Querschnitts ankommt. Das bisherige Versuchsmaterial reicht aber nicht aus, um die Zulässigkeit dieser Annahme hinreichend zu beweisen. Es ist vielmehr zu erwarten, daß die Bruchdehnungen für Stäbe verschiedener Querschnittsform bei gleichem Meßlängenverhältnis nur in Annäherung übereinstimmen. Bei genauerer Untersuchung werden sie Abweichungen voneinander aufweisen, die eben durch die Querschnittsform bedingt sind. Außerdem sind sie von der Art der Messung abhängig. Versuche zeigen auch, daß die Bruchdehnungen durch die Querschnittsform, besonders bei Profilstäben, stark beeinflußt werden[1].

Bei Flachstäben insbesondere wird ebenfalls der Einfluß der Querschnittsform vorhanden sein. Da sich bei ihnen die Querschnittsform in einfacher Weise durch das „Seitenverhältnis" Breite : Dicke $b : a$ festlegen läßt, so wird sich bei Stäben aus Blechen gleicher Dicke für gleiche Meßlängenverhältnisse $l : d$ wahrscheinlich eine gesetzmäßige Abhängigkeit der Bruchdehnungen vom Seitenverhältnis des Probestabes ergeben. Mit der Untersuchung dieser Abhängigkeit beschäftigt sich vornehmlich die folgende Arbeit.

Die bisher über diese Frage bekannt gewordene Literatur ist nur spärlich, jedenfalls soweit es sich um Versuche handelt, die sich über so große Unterschiede in den Seitenverhältnissen erstrecken, wie sie bei der Prüfung von Blechen in Betracht kommen. Die Versuche von Gordon[2] mit $^1/_8''$ (3,2 mm) starken Stahl- und Kupferblechen erstreckten sich auf Seitenverhältnisse $b/a = 2 \div 30$. Über eine gesetzmäßige Abhängigkeit der Dehnungswerte δ_{10} für eine Meßlänge $l = 10d$ vom Verhältnis b/a läßt sich für Stahl infolge der geringen absoluten Dehnungsunterschiede und der auftretenden Schwankungen nichts Sicheres, und bei Kupfer infolge der weit beträchtlicheren Schwankungen überhaupt nichts aussagen. Aus den Versuchsergebnissen für Stahl glaubt Gordon darauf schließen zu können, daß die Dehnungswerte δ_{10} bei einem Seitenverhältnis $b/a = \sim 6$ ein Maximum durchschreiten und mit zunehmendem Seitenverhältnis eine geringe Abnahme aufweisen. Die Schwankungen der Dehnungswerte sind jedoch klein, etwa 2% Dehnung auf $l = 10d$, und etwa von der gleichen Größenordnung wie der Unterschied der Dehnungswerte, durch den das Maximum gekennzeichnet wird, so daß das Ergebnis nicht gesichert erscheint. Weitere Versuche an flußeisernen starken Kesselblechen sind von Bach und Baumann[3] durchgeführt worden, lassen aber keine Gesetzmäßigkeit erkennen, da sie sich nur über geringe Seitenverhältnisse $b/a = 0{,}2 \div 1{,}7$ erstrecken. Auch für Kupfer liegen Versuche von Kuntze und Sachs[4] vor, aus denen sich ein Einfluß für Seitenverhältnisse zwischen $b/a = 1{,}0 \div 8{,}5$ bei der Streuung der Versuche nicht feststellen läßt. Die Dehnungswerte δ_{10} waren also nach diesen Versuchen praktisch so gut wie unabhängig vom Seitenverhältnis. Erwähnt sei, daß bei den Versuchen von Gordon Stäbe zur Verwendung gelangten, die ein Meßlängenverhältnis l/d von 20 und mehr aufwiesen, also wesentlich größer waren als die Vergleichsmeßlänge $10d$; in den letztgenannten Versuchen waren die Stäbe gerade so lang, daß die Dehnung über eine Meßlänge $l = 11{,}3\sqrt{F_0} = 10d$ gemessen werden konnte.

[1] C. Bach: Forsch.-Arb. Ing. 1905, Heft 29.

[2] T. H. Beare u. W. Gordon: Engg. 112, S. 389—391, 406 (1921, II); W. Gordon: Rev. Mét. 22, S. 686—693 (1925).

[3] C. Bach u. R. Baumann: Z. V. d. I. 60, S. 854—860 (1916).

[4] W. Kuntze u. G. Sachs: Stahleisen 47, S. 219—226 (1927).

Versuchsdurchführung.

Unsere Aufgabe bestand nun darin, eine größere Anzahl von Probestabformen für Bleche von 5,0; 2,0; 0,5 mm Dicke zu untersuchen, insbesondere auf die Abhängigkeit der Bruchdehnungen vom Seitenverhältnis Breite : Dicke (b/a) hin.

Die Abmessungen und Bezeichnungen der Probestäbe gehen aus Abb. 1 und Tafel I hervor. Die gewählten Stabformen entsprechen gewissen, schon in der Praxis des In- und Auslandes verwendeten oder neuerdings für die Abnahmeprüfung vorgeschlagenen Probestabformen.

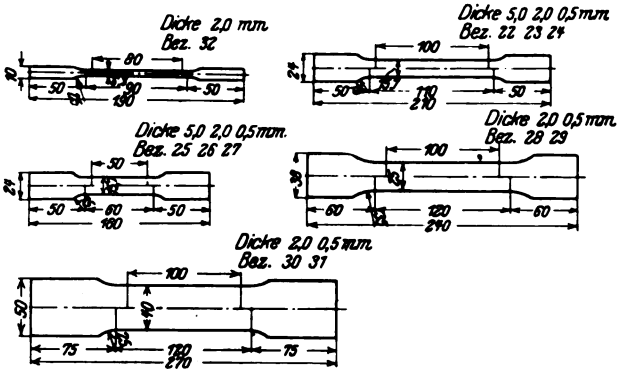


Abb. 1. Abmessungen und Bezeichnungen der Probestäbe.

Als Material diente die genormte Walzbronze WBz 6[1], und zwar in weichem Zustande mit einer Zugfestigkeit von $\sigma_B = \sim 38$ kg/mm² und einer Bruchdehnung von $\delta_{10} = \sim 80\%$ und in hartem Zustande mit $\sigma_B = \sim 52$

Tafel I. Abmessungen der Probestabformen.

Bezeichnung	Dicke a mm	Breite b mm	Seitenverhältnis $b:a$	Fläche $F_0 = a \cdot b$ mm²	Durchmesser $d = \sqrt{\frac{4}{\pi}} \cdot \sqrt{F_0}$ mm	Meßlänge l mm	Meßlängenverhältnis $l:d$
22	5,0	15,7	3,14	78,5	10,0	100	10,0
25	5,0	15,7	3,14	78,5	10,0	50	5,0
32	2,0	6,3	3,15	12,6	4,01	80	19,9
23	2,0	15,7	7,85	31,4	6,33	100	15,8
26	2,0	15,7	7,85	31,4	6,33	50	7,9
28	2,0	25,0	12,5	50,0	8,0	100	12,5
30	2,0	40,0	20,0	80,0	10,1	100	9,9
24	0,5	15,7	31,4	7,85	3,17	100	31,6
27	0,5	15,7	31,4	7,85	3,17	50	15,8
29	0,5	25,0	50,0	12,5	4,00	100	25,0
31	0.5	40,0	80,0	20,0	5,05	100	19,8

[1] Vgl. Werkstoffhandbuch Nichteisenmetalle. Artikel F 5. Das Material ist von der Firma Berg-Heckmann-Selve, Altena i. Westf., für die Werkstoffschau zur Verfügung gestellt worden. Das weiche Material ist bei 500°, 5 st unter Luftabschluß geglüht, das harte um etwa 30% herabgewalzt.

Digitized by Google

kg/mm² und $\delta_{10} = \sim 40\%$ im Mittel. Dieser Werkstoff erwies sich als einziger von den auf der Werkstoffschau geprüften Materialien als so gleichmäßig in seinen Eigenschaften, daß eine einigermaßen sichere Aussage über eine etwaige Gesetzmäßigkeit erfolgen konnte. Für die Untersuchung standen in jeder Stabgruppe 4 Versuchsstäbe zur Verfügung, so daß im ganzen je 44 Stäbe weicher und harter Bronze geprüft werden konnten. Angaben über die Art der Probeentnahme und Probeherrichtung fehlen, da die Stäbe in fertigem Zustande angeliefert worden sind. Sie sind ohne weitere Vorbehandlung zerrissen worden.

Die Versuche sind vornehmlich auf der Werkstoffschau durchgeführt und im Kaiser-Wilhelm-Institut für Metallforschung und Materialprüfungsamt in Dahlem abgeschlossen worden. Sie mußten an drei verschiedenen Maschinen ausgeführt werden, da es die Einspannung der Probestäbe erforderte: an einer 10- bzw. 1-t-Losenhausen-Maschine mit elektrischem Antrieb, einer 3-t-Spieß- und einer 10-t-Mohr & Federhaff-Maschine mit Handantrieb. Die Versuchsdauer für einen Stab belief sich im Mittel auf etwa 6 min bei der weichen und etwa $3^1/_2$ min bei der harten Bronze, entsprechend einer Dehngeschwindigkeit von $\sim 13\%$/min bzw. 8%/min. Vor dem Versuch waren alle Stäbe außer mit dem üblichen Längsriß mittels Ratsche und Reißnadel in der Mitte der Breitseite mit einer 5,0 bzw. 10,0-mm-Teilung versehen worden, die bei den hier gewählten Querschnittsabmessungen die in der Technik übliche Bestimmung der Bruchdehnungen δ_5 einer Meßlänge von $5d$ und δ_{10} einer Meßlänge von $10d$ ermöglichte.

Die ausgeführten Messungen waren folgende: Vor dem Versuch wurden die Probestäbe alle 10 mm an den entsprechenden Teilstrichen mit einer Mikrometerschraube in Breite und Dicke ausgemessen, und daraus die Querschnitte und Querschnittsabweichungen bestimmt. Während der eigentlichen Zerreißversuche wurde bei allen Stäben die Höchstlast für je 2 Stäbe einer Gruppe fortlaufend mit Hilfe eines Schleppmaßstabes die Verlängerungen sowie die dazugehörigen Lasten gemessen, um einige Zerreißkurven ermöglichen zu können. Nach den Versuchen wurden die zerrissenen Stäbe mit ihrer Bruchfläche wieder zusammengelegt. An einem Stahlmaßstab mit $^1/_2$-mm-Teilung wurde dann die Lage der Teilstriche auf dem Längsriß fortlaufend abgelesen und außerdem im Bruchintervall die Lage der Bruchränder vermerkt. Daraus konnten die Dehnungen δ_l in den einzelnen Teilungslängen l_t, die Werte δ_5 und δ_{10} und auch die Dehnungen δ_l für die ganze Länge der Stäbe berechnet, sowie die Größe und der Einfluß des Spaltes beurteilt werden.

Die wesentlichsten Versuchsergebnisse, sowie die beiden die Abmessungen des Flachstabes kennzeichnenden Größen l/d und b/a, sind in Tafel II eingetragen, geordnet nach wachsendem Seitenverhältnis.

Zerreißkurven (Zugfestigkeit).

Die aufgenommenen Zerreißkurven gehen aus Abb. 2 hervor. Für Stäbe gleicher Dicke stimmen die Kurven bis zur Höchstlast recht gut überein und die Zugfestigkeiten weichen nach Tafel II nur wenig voneinander ab. Eine gesetzmäßige Abhängigkeit der Zugfestigkeit von der Querschnittsform und Querschnittsgröße ist nicht gefunden worden; dagegen konnte eine kleine (i. M. 0,5 kg/mm² $= \sim 1\%$), praktisch vernachlässigbare Erhöhung[1] der Zugfestigkeit mit abnehmender Meßlänge bei sonst gleicher Stabform (22 und 25, 23 und 26, 24 und 27) in den meisten Fällen beobachtet werden. Für Stäbe verschiedener Dicke ist natürlich eine Übereinstimmung der Kurven nicht zu erwarten.

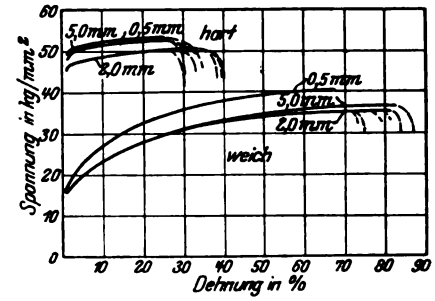


Abb. 2. Spannung-Dehnungs-Kurven für Flachstäbe verschiedener Abmessungen aus Bronze in weichem und hartem Zustande.

Meßlängenverhältnis und Dehnung.

Ehe wir nun auf das Hauptziel der Untersuchung näher eingehen, soll die Beziehung zwischen der Bruchdehnung δ_l der Gesamtmeßlänge und dem Mengenverhältnis l/d erörtert werden. Die Kenntnis der Abhängigkeit der Bruchdehnung von der Meßlänge hat insofern eine Bedeutung, als in verschiedenen Ländern verschiedene Meßlängenverhältnisse der Dehnungsbestimmung zugrunde gelegt werden. Die Dehnungsziffern werden dadurch bei gleichem Material in recht erheblichem Maße beeinflußt, wie Abb. 3 zeigt.

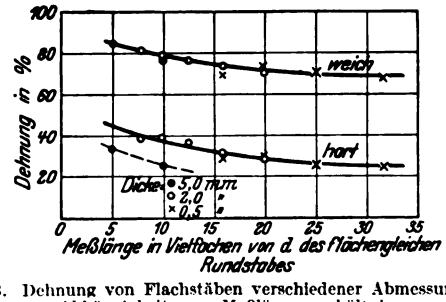


Abb. 3. Dehnung von Flachstäben verschiedener Abmessungen in Abhängigkeit vom Meßlängenverhältnis.

Die mathematische Darstellung einer solchen Kurve durch eine Gleichung bietet die Möglichkeit, an Hand darin vorkommender, genügend gesicherter Materialwerte die Dehnung für jede Meßlänge zu berechnen. Vorgeschlagen sind die beiden Gleichungen:

$$\delta_n = a + \frac{b}{n} \qquad \text{(Ia)}$$

$$\delta_n = A + \frac{B}{\sqrt{n}} \qquad \text{(IIa)}$$

worin n das Meßlängenverhältnis, a und b bzw. A und B Materialwerte darstellen. Gleichung I entspricht der Anschauung, die Gesamtdehnung in eine Gleichmaßdehnung a und in eine Einschnürdehnung $\frac{b}{n}$ zu zerlegen. Gleichung II ist eine empirische Beziehung[1].

[1] Vgl. C. Bach u. R. Baumann: A. a. O.; M. Rudeloff: A. a. O.; G. Sachs u. G. Fick: Der Zugversuch, S. 29ff.

Digitized by Google

Tafel II. Ergebnisse von Zugversuchen mit Flachstäben aus Bronze.

Bezeichnung der Probe	Abmessungen: Dicke a mm	Seitenverhältnis $b:a$	Meßlängenverhältnis $l:d$	Bronze (weich): Dehnungen (ohne Spalt) δ_5 %	δ_{10} %	δ_l %	Spalt s mm	Bruchlage: Teilung der Meßlänge $n \cdot l_t$ (mm)	Bruchinterv.	Stab-Drittel	Interv.-Drittel	Zugfestigkeit σB kg/mm²	Bronze (hart): Dehnungen (ohne Spalt) δ_5 %	δ_{10} %	δ_l %	Spalt s mm	Bruchlage: Teilung der Meßlänge $n \cdot l_t$ (mm)	Bruchinterv.	Stab-Drittel	Interv.-Drittel	Zugfestigkeit σB kg/mm²
22 : 1	5,0	3,14	10,0	82,6	76,4	76,4	0,7	10 · 10,0	6	2	1	?	32,8	22,9	22,9	1,1	20 · 5,0	10	2	2	53,4
2				83,2	*75,9	75,5	0,8		7	2	1	?	38,2	*29,8	29,2	1,0		13	2	1	53,0
3				84,0	*78,4	77,7	0,8		4	2	3	?	29,4	20,8	20,8	1,0		11	2	1	53,2
4				83,4	*76,6	76,2	0,9		8	3	2	?	38,6	*29,0	28,5	1,0		9	2	3	52,1
				83,30	76,82	76,45	0,80					?**	34,75	25,62	25,38	1,025					52,93
25 : 1	5,0	3,14	5,0	*83,4	—	83,0	0,9	10 · 5,0	7	2	2	36,65	*34,4	—	33,0	1,2	10 · 5,0	4	2	1	53,3
2				*87,0	—	85,8	0,8		4	2	2	36,75	*34,8	—	33,6	0,9		7	2	2	53,3
3				*83,0	—	82,0	0,8		2	1	2	36,7	*33,2	—	32,4	0,8		7	2	2	53,5
4				89,2	—	89,2	1,0		6	2	2	36,7	*35,4	—	34,8	1,1		4	2	2	53,7
				85,65	—	85,00	0,88					36,70	34,45	—	33,45	1,00					53,45
32 : 1	2,0	3,15	19,9	77,5	73,5	69,0	0,2	16 · 5,0	6	1/2	1	35,5	43,0	35,3	29,6	0,4	16 · 5,0	10	2	2	49,5
2				84,0	*78,3	73,9	0,4		14	3	1	35,95	44,0	35,5	30,1	0,4		12	3	1	49,3
3				*83,0	*75,5	69,0	0,2		1	1	1	36,2	43,0	35,0	29,1	0,4		11	2/3	3	49,75
4				80,5	73,8	71,1	0,5		9	2	2	36,1	*42,0	*34,5	23,9	0,4		15	3	2/3	49,2
				81,25	75,28	70,75	0,33					35,94	43,00	35,08	28,18	0,40					49,44
23 : 1	2,0	7,85	15,8	84,0	75,5	72,0	(1,3	20 · 5,0	7	1/2	2	36,1	47,3	*35,8	29,1	0,6	20 · 5,0	17	3	3	50,5
2				86,0	79,0	71,8	0,5		14	2/3	2	35,85	50,0	*39,2	32,2	0,9		16	3	2	50,4
3				90,0	79,9	75,2	0,2		14	2/3	3	35,9	48,7	*37,7	31,8	0,6		6	1	1	50,0
4				85,0	78,3	75,1	0,6		12	2	1	35,8	40,7	36,3	33,2	0,7		11	2	2	50,0
				86,25	78,18	73,53	0,43					35,91	46,68	37,25	31,58	0,70					50,23
26 : 1	2,0	7,85	7,9	89,3	—	82,2	1,0	10 · 5,0	4	2	3	35,55	47,7	—	39,2	1,1	10 · 5,0	6	2	2	51,0
2				88,3	—	82,8	0,6		5	2	2	36,1	46,0	—	37,0	1,1		6	2	2	50,5
3				89,0	—	80,2	0,3		5	2	2	35,6	46,6	—	38,0	0,8		5	2	3	51,2
4				86,0	—	79,6	0,9		5	2	3	35,8	48,7	—	40,2	0,7		3	1	2	50,75
				88,15	—	81,20	0,70					35,76	47,25	—	38,60	0,92					50,86
28 : 1	2,0	12,5	12,5	89,3	*81,3	77,5	0,4	10·10,0	7	2	2	35,25	47,5	*39,0	37,1	0,5	10·10,0	4	1/2	1	50,3
2				87,5	*78,5	75,3	0,8		3	1	2	35,2	49,8	40,3	37,2	0,6		5	2	2	49,8
3				89,0	80,3	77,3	0,4		6	2	1	35,25	47,5	*40,6	37,8	1,0		4	1/2	1	50,25
4				90,0	*81,0	77,1	0,7		2	1	3	35,4	47,5	*37,75	34,3	1,4		3	1	3	49,9
				88,95	80,28	76,80	0,56					35,28	48,08	39,41	36,60	0,88					50,06
30 : 1	2,0	20,0	9,9	88,2	77,7	77,7	0,7	10·10,0	5	2	3	35,6	48,4	*38,2	37,9	0,6	10·10,0	7	2	1	51,0
2				90,6	*81,1	80,8	0,3		5	2	1	35,5	49,8	*40,0	38,7	0,5		8	3	1	50,4
3				91,2	*81,3	80,9	0,3		6	2	3	35,5	51,4	*41,7	41,3	1,1		6	2	3	50,2
4				86,8	*76,4	76,3	0,4		6	2	2	35,5	46,6	36,4	36,4	1,1		5	2	2	50,7
				89,20	79,13	78,93	0,43					35,53	49,05	39,08	38,58	0,825					50,58
24 : 1	0,5	31,4	31,6	92,0	80,3	67,4	0,2	20 · 5,0	3	1	3	41,1	49,3	38,0	21,6	0,3	20 · 5,0	3	1	3	52,8
2				89,4	78,7	69,2	0,2		16	3	2	40,7	50,0	38,7	24,2	0,1		15	3	1	52,1
3				89,4	79,0	66,4	0,4		14	2/3	1	40,3	48,7	37,3	26,0	0,0		16	3	3	52,6
4				91,3	81,0	67,5	0,5		6	1	2	39,9	49,3	39,3	25,7	0,3		4	1	3	52,8
				90,53	79,75	67,83	0,33					40,50	49,33	38,33	24,38	0,18					52,58
27 : 1	0,5	31,4	15,8	85,4	75,0	67,8	0,2	10 · 5,0	6	2	1	40,85	48,0	38,5	30,0	0,2	10·5,0	4	2	2	53,2
2				90,0	78,3	71,0	0,1		7	2	2	41,6	49,3	38,0	30,2	0,2		6	2	3	52,6
3				88,7	78,3	71,0	0,1		6	2	1	40,4	47,4	35,7	27,6	0,2		6	2	2	53,2
4				86,0	75,3	68,2	0,2		6	2	1	42,15	45,3	35,7	28,0	0,2		5	2	1	52,9
				87,53	76,73	69,50	0,15					41,25	47,50	36,98	28,95	0,20					53,00
29 : 1	0,5	50,0	25,0	—	—	—	—	20 · 5,0				—	49,0	38,8	27,6	0,3	20 · 5,0	7	1	1	52,5
2				93,0	83,0	69,9	0,2		16	3	3	39,5	46,5	36,8	25,4	0,3		9	2	1	52,9
3				91,0	82,0	67,4	0,4		18	3	3	39,8	49,5	38,8	25,7	0,1		14	2/3	1	52,6
4				94,0	82,8	73,5	0,1		12	2	3	39,6	45,0	35,5	23,6	0,5		15	3	1	53,0
				92,67	82,60	70,27	0,23					39,65	47,50	37,48	25,58	0,30					52,75
31 : 1	0,5	80,0	19,8	94,0	82,8	72,4	0,3	20 · 5,0	8	2	1	39,1	46,4	37,6	28,2	0,8	20 · 5,0	10	2	1	52,2
2				95,2	83,6	76,2	(1,1)		16	3	1	39,6	52,4	43,4	31,8	0,3		8	2	1	51,9
3				—	—	—	—					—	48,4	38,0	26,2	0,3		6	1	1	52,15
4				90,4	80,6	72,3	0,2		6	1	3	38,8	52,4	42,6	32,4	0,6		13	2	1	—
				93,20	82,33	73,6	0,25					39,17	49,90	40,40	29,65	0,50					52,08

Bemerkungen

Stäbe 29,1; 31,3 sind infolge fehlerhafter Einspannung außergewöhnlich gebrochen.

Stäbe 23,1; 31,2 ergaben einen einseitig klaffenden Spalt.

Die mit einem * versehenen Dehnungswerte sind durch normenmäßige Ergänzung der Meßlänge ermittelt. ** Festigkeit nicht festgestellt.

Digitized by Google

Zur Prüfung in graphischer Darstellung eignet sich die Beziehung $\delta_n = f(n)$ weniger gut als die Beziehung $n \cdot \delta_n = n \cdot f(n)$. Dann schreiben sich die Gleichungen wie folgt:

$$n \cdot \delta_n = a \cdot n + b \qquad \text{(Ib)}$$

$$n \cdot \delta_n = A \cdot n + B\sqrt{n}. \qquad \text{(IIb)}$$

Die erste Beziehung ist eine gerade Linie, die zweite eine schwach nach unten offene Kurve. Da $n \cdot \delta_n = \frac{\Delta l}{d} \cdot 100$ ist, liefern die Gleichungen Ib und IIb das 100fache der wirklichen Verlängerung Δl, ausgedrückt in Vielfachen des Stabdurchmessers. Die den Versuchspunkten (Tafel II) sich am besten anpassenden Kurven Ib und IIb sind in Abb. 4 gezeichnet und die ihnen entsprechenden Gleichungen in Form Ia und IIa daneben geschrieben.

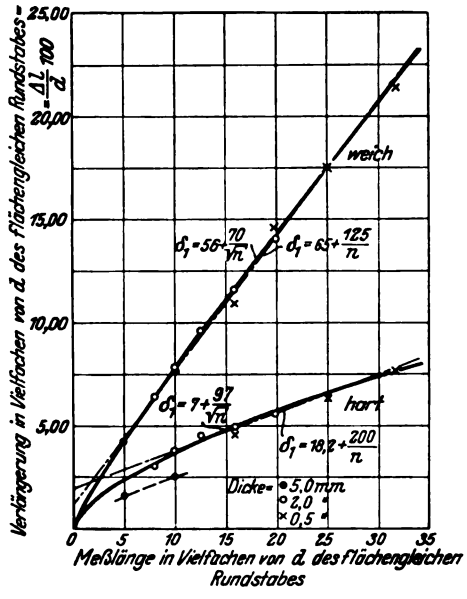


Abb. 4. Darstellung der Verlängerung in Abhängigkeit von der Meßlänge für Flachstäbe verschiedener Abmessungen.

Es zeigt sich, daß die mathematische Darstellung nach Gleichung II sich den Versuchspunkten im allgemeinen besser anpaßt. Doch ergibt auch die Darstellung nach Gleichung I für größere Meßlängenverhältnisse (≥ 10) nur kleine systematische Abweichungen von etwa $\pm 2{,}5\%$ Dehnung. Obwohl bei Blechen die Beziehung II also besser gilt, kann für praktische Zwecke die einfachere Gleichung I als ausreichend angesehen werden.

Seitenverhältnis und Dehnung.

Das Hauptziel der Untersuchung war die Ermittlung der Bruchdehnungen δ_5 und δ_{10} in Abhängigkeit vom Seitenverhältnis. Das Ergebnis ist in Abb. 5 dargestellt, in die für die untersuchten Stabformen Mittelwerte eingetragen sind. Bei beiden Materialien steigen mit wachsendem Seitenverhältnis die Dehnungen δ_5 und δ_{10} zunächst stark, dann schwächer an[1]. Die Zunahme beträgt in den untersuchten Grenzen 10 bzw. 6% Dehnung bei der weichen und 6 bzw. 4% Dehnung bei der harten Bronze. Der Anstieg zeigt sich nicht nur bei den Stäben gleicher Dicke (gleiches Zeichen in Abb. 5), sondern auch dann noch, wenn die Verschiedenheit der Blechdicke unberücksichtigt gelassen wird. Dies ist im allgemeinen nicht zu erwarten. Dementsprechend liegen auch die Werte der harten, 5 mm starken Stäbe außergewöhnlich tief, was seinen Grund nur in abweichender Vorbehandlung haben kann. Sowohl bei den weichen und harten Stäben fällt ferner ein Punkt aus den Kurven nach unten heraus. Dieser Stab ($27\ b/a = 31{,}4$) ist dadurch gekennzeichnet, daß er verhältnismäßig breit und kurz ist. Es ist daher zu vermuten, daß die Abweichung nicht zufällig, sondern auf eine Beeinflussung durch den Stabkopf zurückzuführen ist (s. u.).

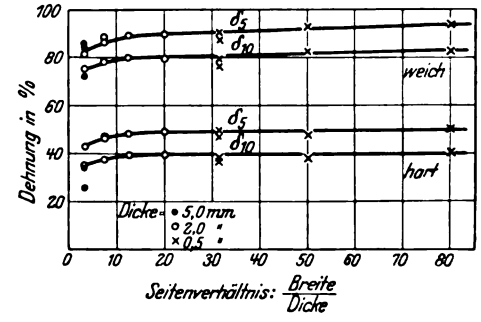


Abb. 5. Dehnungen δ_5 und δ_{10} in Abhängigkeit vom Seitenverhältnis bei Flachstäben.

Wie eingangs erwähnt, sind die in Abb. 5 eingetragenen Dehnungswerte auf der Breitseitenmitte der Stäbe ermittelt. Es ist aber auch vielfach üblich, die Dehnungen an der Schmalseite auszumessen. Hierdurch fallen die Werte, worauf noch unten eingegangen wird, größer aus, und zwar etwa um die Größe des Spaltes, der für verschiedene Stäbe verschieden ist (vgl. Abb. 9). Da dessen Einfluß aber gering ist, ist die Abhängigkeit der Dehnung vom Seitenverhältnis auch dann noch fast die gleiche wie in Abb. 5, jedoch praktisch schon von einem Seitenverhältnis $b/a = \sim 10$ konstant.

Um festzustellen, worauf die Zunahme der Dehnungswerte δ_5 und δ_{10} mit dem Seitenverhältnis zurückzuführen ist, wurden die Dehnungen in den einzelnen Stabteilen genauer untersucht, wobei zwecks Vergleichbarkeit der verschiedenen Stäbe alle Längen wieder in Vielfachen des Durchmessers d eines flächengleichen Rundstabes auszudrücken waren. Es wurden in jedem Stabe die Dehnungen symmetrisch zur Bruchstelle bestimmt, indem die Meßlängen vom Bruchintervall ausgehend schrittweise je um eine Teilungslänge rechts und links vom Bruch vergrößert wurden. Die für die verschiedenen Stäbe gleicher Form festgestellten Werte wurden gemittelt und in ein Schaubild eingetragen. Die Ausgleichskurven für verschiedene Seitenverhältnisse fielen dann nicht zusammen. Die Unterschiede treten am deutlichsten bei den in Abb. 6 wiedergegebenen Kurven für die 2,0 mm starken Bleche zutage. Sie verlaufen um so flacher und liegen um so höher, je breiter der Stab ist. Zu einem weitgehenden und anschaulicheren Bild der Dehnungsverhältnisse gelangt man, wenn die Dehnungsverteilung in den einzelnen Stabteilen in Abhängig-

[1] Eine inzwischen erschienene Arbeit von A. v. Zeerleder: Schweiz. Verb. Mat. Prüf. 1927 Ber., Nr. 8, ergibt einen übereinstimmenden Verlauf auch für zwei Aluminiumlegierungen, während bei hartem Aluminium geringe Abnahme mit wachsendem Seitenverhältnis festgestellt wurde.

Digitized by Google

keit von der Entfernung von der Bruchstelle aufgetragen wird. Diese aus Abb. 6 graphisch ermittelten Kurven sind in Abb. 7 gezeichnet[1]. Sie zeigen zunächst nur, daß im Einschnürbereich für Entfernungen von mehr als etwa $0{,}5d$ von der Bruchstelle die Dehnungen bei den breiten Stäben höher liegen als bei den schmalen. Daraus kann aber geschlossen werden, daß der Einschnürbereich bzw. der auf die Einschnürung entfallende Anteil der Dehnung mit der Stabbreite wächst. Trägt man schließlich noch für jede Stabform die Abnahme der Dehnungswerte Abb. 7 mit der Entfernung vom Bruch auf, so erhält man die in Abb. 8 wiedergegebenen Kurven, wo auch noch die in gleicher Weise für einige 5,0 und 0,5 mm starken Bleche ermittelten Linien eingezeichnet sind. Diese Darstellung zeigt deutlich, daß der Einschnürbereich um so größer ist, je breiter der Stab ist. Der „Einschnürkegel" ist bei den breiten Stäben lang und schlank, bei den schmalen kurz und stark konisch.

Wie zu erwarten war, konnte die Dehnungszunahme von δ_5 und δ_{10} mit dem Seitenverhältnis nur durch den Einfluß der Einschnürung zu erklären sein, da durch

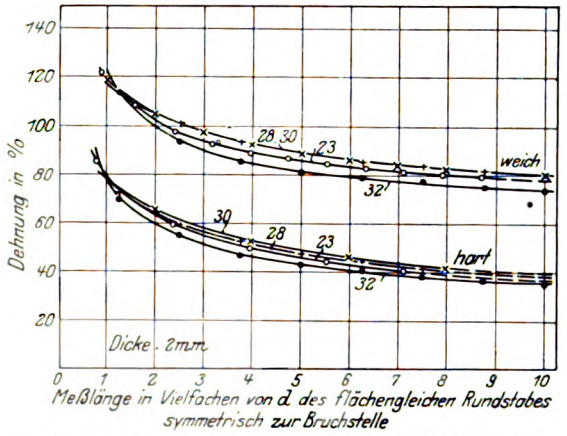


Abb. 6. Dehnungen symmetrisch zur Bruchstelle in Abhängigkeit von der Meßlänge bei Flachstäben von 2,0 mm Dicke und verschiedener Breite.

frühere Untersuchungen[2] sichergestellt ist, daß bis zum Beginn der Einschnürung das Abmessungsverhältnis des Probestabes erhalten, also auch die Dehnung (als Gleichmaßdehnung) bei allen Proben praktisch gleich bleibt. Da jedoch die Bruchquerschnittsverminderung mit wachsendem Seitenverhältnis abnimmt[2 3], so gilt das gleiche auch für die Dehnungen in unmittelbarster Nähe der Bruchstelle; denn beide Größen sind auf Grund der Volumenkonstanz durch eine einfache Beziehung miteinander verknüpft. Auch aus den hier wiedergegebenen Kurven, Abb. 6 und 7, kann man daraus, daß nach der Bruchstelle hin die Kurven sich anscheinend überschneiden, auf diese Abnahme der Bruchquerschnittsverminderung mit dem Seitenverhältnis schließen. Wäre dieser Einfluß allein vorhanden, so ließe sich vermuten, daß auch die Bruchdehnungen δ_5 und δ_{10} mit der Breite abnehmen. Da aber nach obigen Untersuchungen mit zunehmender Breite auch eine Vergrößerung des Einschnürgebietes stattfindet, so stellt sich hier trotz der Abnahme der Bruchquerschnittsverminderung ein Anstieg der Dehnungen δ_5 und δ_{10} ein. Die Abhängigkeit der Dehnungen von der Breite ist jedenfalls bedingt durch diese

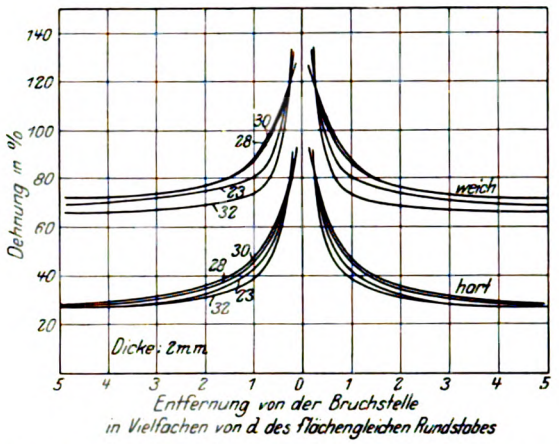


Abb. 7. Dehnungen in den einzelnen Stabteilen symmetrisch zur Bruchstelle bei Flachstäben von 2,0 mm Dicke und verschiedener Breite.

gegeneinander wirkenden Faktoren. Es erscheint also durchaus möglich, daß je nach dem Werkstoff ein Maximum, ein Anstieg oder ein Abfall der Dehnungen eintritt; es kommt nur darauf an, ob die Einbuße an Dehnung in nächster Nähe der Bruchstelle durch die stärkeren Dehnungen im übrigen Teil des Einschnürbereichs bis zur Meßlänge 5 bzw. $10d$ ausgeglichen wird oder nicht. Bei Stoffen, die wie die untersuchte Bronze stark einschnüren, ist danach in der Regel eine Zunahme der Dehnung mit dem Seitenverhältnis zu erwarten.

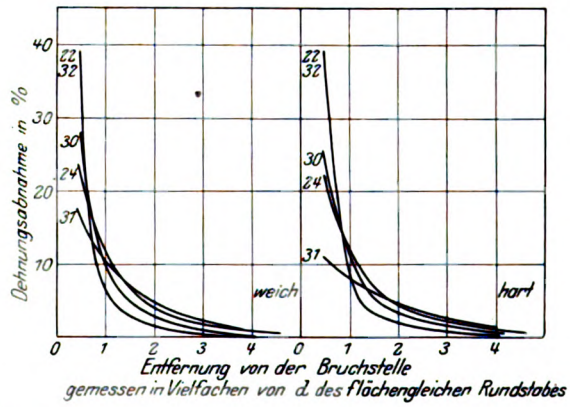


Abb. 8. Dehnungsabnahme in den einzelnen Stabteilen symmetrisch zur Bruchstelle mit der Entfernung vom Bruch bei Flachstäben verschiedener Abmessungen.

Einfluß der Bruchausbildung.

Die Dehnungen eines Flachstabes sind, wie oben erwähnt worden ist, abhängig von der Art der Messung. Bekanntlich gelangt man zu verschiedenen Dehnungswerten, je nachdem man die Messung in der Mitte der Schmalseite oder der Breitseite vornimmt. Diese Verschiedenheit ist dadurch bedingt, daß nach Überschreiten der Höchstlast mit der Ausbildung einer Einschnürung sich der Querschnitt des Stabes verwirft. In der Mitte der Breitseite treten im Einschnürungsbereich stärkere Dehnungen auf als in der Mitte der Schmalseite; daher erfolgt der Bruch in der Regel zuerst in der Mitte der

[1] Den Ausgleichskurven in Abb. 6 wurden die Dehnungswerte für d, $2d$, $3d$ . . . abgegriffen, mit 1, 2, 3 . . . multipliziert, die Differenzen dieser Produkte gebildet und in Abb. 7 eingetragen.

[2] W. Kuntze u. G. Sachs: a. a. O.

[3] T. H. Beare u. W. Gordon: a. a. O.; W. Kuntze u. G. Sachs: a. a. O.

Digitized by Google

kg/mm² und $\delta_{10} = \sim 40\%$ im Mittel. Dieser Werkstoff erwies sich als einziger von den auf der Werkstoffschau geprüften Materialien als so gleichmäßig in seinen Eigenschaften, daß eine einigermaßen sichere Aussage über eine etwaige Gesetzmäßigkeit erfolgen konnte. Für die Untersuchung standen in jeder Stabgruppe 4 Versuchsstäbe zur Verfügung, so daß im ganzen je 44 Stäbe weicher und harter Bronze geprüft werden konnten. Angaben über die Art der Probeentnahme und Probeherrichtung fehlen, da die Stäbe in fertigem Zustande angeliefert worden sind. Sie sind ohne weitere Vorbehandlung zerrissen worden.

Die Versuche sind vornehmlich auf der Werkstoffschau durchgeführt und im Kaiser-Wilhelm-Institut für Metallforschung und Materialprüfungsamt in Dahlem abgeschlossen worden. Sie mußten an drei verschiedenen Maschinen ausgeführt werden, da es die Einspannung der Probestäbe erforderte: an einer 10- bzw. 1-t-Losenhausen-Maschine mit elektrischem Antrieb, einer 3-t-Spieß- und einer 10-t-Mohr & Federhaff-Maschine mit Handantrieb. Die Versuchsdauer für einen Stab belief sich im Mittel auf etwa 6 min bei der weichen und etwa $3^1/_2$ min bei der harten Bronze, entsprechend einer Dehngeschwindigkeit von $\sim 13\%$/min bzw. 8%/min. Vor dem Versuch waren alle Stäbe außer mit dem üblichen Längsriß mittels Ratsche und Reißnadel in der Mitte der Breitseite mit einer 5,0 bzw. 10,0-mm-Teilung versehen worden, die bei den hier gewählten Querschnittsabmessungen die in der Technik übliche Bestimmung der Bruchdehnungen δ_5 einer Meßlänge von $5d$ und δ_{10} einer Meßlänge von $10d$ ermöglichte.

Die ausgeführten Messungen waren folgende: Vor dem Versuch wurden die Probestäbe alle 10 mm an den entsprechenden Teilstrichen mit einer Mikrometerschraube in Breite und Dicke ausgemessen, und daraus die Querschnitte und Querschnittsabweichungen bestimmt. Während der eigentlichen Zerreißversuche wurde bei allen Stäben die Höchstlast für je 2 Stäbe einer Gruppe fortlaufend mit Hilfe eines Schleppmaßstabes die Verlängerungen sowie die dazugehörigen Lasten gemessen, um einige Zerreißkurven ermöglichen zu können. Nach den Versuchen wurden die zerrissenen Stäbe mit ihrer Bruchfläche wieder zusammengelegt. An einem Stahlmaßstab mit $^1/_2$-mm-Teilung wurde dann die Lage der Teilstriche auf dem Längsriß fortlaufend abgelesen und außerdem im Bruchintervall die Lage der Bruchränder vermerkt. Daraus konnten die Dehnungen δ_l in den einzelnen Teilungslängen l_l, die Werte δ_5 und δ_{10} und auch die Dehnungen δ_l für die ganze Länge der Stäbe berechnet, sowie die Größe und der Einfluß des Spaltes beurteilt werden.

Die wesentlichsten Versuchsergebnisse, sowie die beiden die Abmessungen des Flachstabes kennzeichnenden Größen l/d und b/a, sind in Tafel II eingetragen, geordnet nach wachsendem Seitenverhältnis.

Zerreißkurven (Zugfestigkeit).

Die aufgenommenen Zerreißkurven gehen aus Abb. 2 hervor. Für Stäbe gleicher Dicke stimmen die Kurven bis zur Höchstlast recht gut überein und die Zugfestigkeiten weichen nach Tafel II nur wenig voneinander ab. Eine gesetzmäßige Abhängigkeit der Zugfestigkeit von der Querschnittsform und Querschnittsgröße ist nicht gefunden worden; dagegen konnte eine kleine (i. M. 0,5 kg/mm² $= \sim 1\%$), praktisch vernachlässigbare Erhöhung[1] der Zugfestigkeit mit abnehmender Meßlänge bei sonst gleicher Stabform (22 und 25, 23 und 26, 24 und 27) in den meisten Fällen beobachtet werden. Für Stäbe verschiedener Dicke ist natürlich eine Übereinstimmung der Kurven nicht zu erwarten.

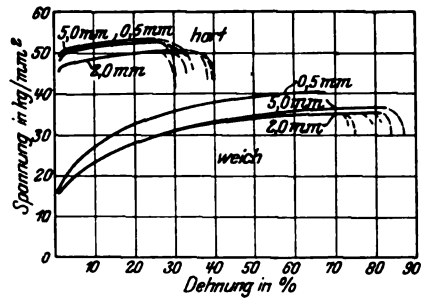


Abb. 2. Spannung-Dehnungs-Kurven für Flachstäbe verschiedener Abmessungen aus Bronze in weichem und hartem Zustande.

Meßlängenverhältnis und Dehnung.

Ehe wir nun auf das Hauptziel der Untersuchung näher eingehen, soll die Beziehung zwischen der Bruchdehnung δ_l der Gesamtmeßlänge und dem Mengenverhältnis l/d erörtert werden. Die Kenntnis der Abhängigkeit der Bruchdehnung von der Meßlänge hat insofern eine Bedeutung, als in verschiedenen Ländern verschiedene Meßlängenverhältnisse der Dehnungsbestimmung zugrunde gelegt werden. Die Dehnungsziffern werden dadurch bei gleichem Material in recht erheblichem Maße beeinflußt, wie Abb. 3 zeigt.

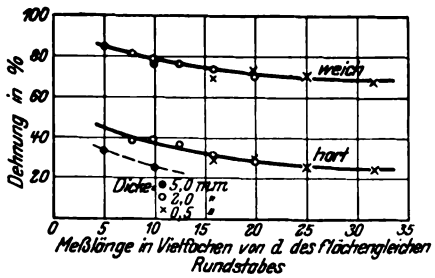


Abb. 3. Dehnung von Flachstäben verschiedener Abmessungen in Abhängigkeit vom Meßlängenverhältnis.

Die mathematische Darstellung einer solchen Kurve durch eine Gleichung bietet die Möglichkeit, an Hand darin vorkommender, genügend gesicherter Materialwerte die Dehnung für jede Meßlänge zu berechnen. Vorgeschlagen sind die beiden Gleichungen:

$$\delta_n = a + \frac{b}{n} \qquad \text{(Ia)}$$

$$\delta_n = A + \frac{B}{\sqrt{n}} \qquad \text{(IIa)}$$

worin n das Meßlängenverhältnis, a und b bzw. A und B Materialwerte darstellen. Gleichung I entspricht der Anschauung, die Gesamtdehnung in eine Gleichmaßdehnung a und in eine Einschnürdehnung $\frac{b}{n}$ zu zerlegen, Gleichung II ist eine empirische Beziehung[1].

[1] Vgl. C. Bach u. R. Baumann: A. a. O.; M. Rudeloff: A. a. O.; G. Sachs u. G. Fiek: Der Zugversuch, S. 29ff.

Digitized by Google

Tafel II. Ergebnisse von Zugversuchen mit Flachstäben aus Bronze.

Bezeichnung der Probe	Abmessungen: Dicke a mm	Seitenverhältnis $b:a$	Meßlängenverhältnis $l:d$	Bronze (weich): Dehnungen (ohne Spalt) δ_5 %	δ_{10} %	δ_l %	Spalt s mm	Bruchlage: Teilung der Meßlänge $n \cdot l_t$ (mm)	Bruchinterv.	Stab-Drittel	Interv.-Drittel	Zugfestigkeit σB kg/mm²	Bronze (hart): Dehnungen (ohne Spalt) δ_5 %	δ_{10} %	δ_l %	Spalt s mm	Bruchlage: Teilung der Meßlänge $n \cdot l_t$ (mm)	Bruchinterv.	Stab-Drittel	Interv.-Drittel	Zugfestigkeit σB kg/mm²
22:1	5,0	3,14	10,0	82,6	76,4	76,4	0,7	10 · 10,0	6	2	1	?	32,8	22,9	22,9	1,1	20 · 5,0	10	2	2	53,4
2				83,2	*75,9	75,5	0,8		7	2	1	?	38,2	*29,8	29,2	1,0		13	2	1	53,0
3				84,0	*78,4	77,7	0,8		4	2	3	?	29,4	20,8	20,8	1,0		11	2	1	53,2
4				83,4	*76,6	76,2	0,9		8	3	2	?	38,6	*29,0	28,5	1,0		9	2	3	52,1
				83,30	76,82	76,45	0,80					?**	34,75	25,62	25,38	1,025					52,93
25:1	5,0	3,14	5,0	*83,4	—	83,0	0,9	10 · 5,0	7	2	2	36,65	*34,4	—	33,0	1,2	10 · 5,0	4	2	1	53,3
2				*87,0	—	85,8	0,8		4	2	2	36,75	*34,8	—	33,6	0,9		7	2	2	53,3
3				*83,0	—	82,0	0,8		2	1	2	36,7	*33,2	—	32,4	0,8		7	2	2	53,5
4				89,2	—	89,2	1,0		6	2	2	36,7	*35,4	—	34,8	1,1		4	2	2	53,7
				85,65	—	85,00	0,88					36,70	34,45	—	33,45	1,00					53,45
32:1	2,0	3,15	19,9	77,5	73,5	69,0	0,2	16 · 5,0	6	½	1	35,5	43,0	35,3	29,6	0,4	16 · 5,0	10	2	2	49,5
2				84,0	*78,3	73,9	0,4		14	3	1	35,95	44,0	35,5	30,1	0,4		12	3	1	49,3
3				*83,0	*75,5	69,0	0,2		1	1	1	36,2	43,0	35,0	29,1	0,4		11	⅔	3	49,75
4				80,5	73,8	71,1	0,5		9	2	2	36,1	*42,0	*34,5	23,9	0,4		15	3	⅔	49,2
				81,25	75,28	70,75	0,33					35,94	43,00	35,08	28,18	0,40					49,44
23:1	2,0	7,85	15,8	84,0	75,5	72,0	(1,3	20 · 5,0	7	½	2	36,1	47,3	*35,8	29,1	0,6	20 · 5,0	17	3	3	50,5
2				86,0	79,0	71,8	0,5		14	⅔	2	35,85	50,0	*39,2	32,2	0,9		16	3	2	50,4
3				90,0	79,9	75,2	0,2		14	⅔	3	35,9	48,7	*37,7	31,8	0,6		6	1	1	50,0
4				85,0	78,3	75,1	0,6		12	2	1	35,8	40,7	36,3	33,2	0,7		11	2	2	50,0
				86,25	78,18	73,53	0,43					35,91	46,68	37,25	31,58	0,70					50,23
26:1	2,0	7,85	7,9	89,3	—	82,2	1,0	10 · 5,0	4	2	3	35,55	47,7	—	39,2	1,1	10 · 5,0	6	2	2	51,0
2				88,3	—	82,8	0,6		5	2	2	36,1	46,0	—	37,0	1,1		6	2	2	50,5
3				89,0	—	80,2	0,3		5	2	2	35,6	46,6	—	38,0	0,8		5	2	3	51,2
4				86,0	—	79,6	0,9		5	2	3	35,8	48,7	—	40,2	0,7		3	1	2	50,75
				88,15	—	81,20	0,70					35,76	47,25	—	38,60	0,92					50,86
28:1	2,0	12,5	12,5	89,3	*81,3	77,5	0,4	10·10,0	7	2	2	35,25	47,5	*39,0	37,1	0,5	10·10,0	4	½	1	50,3
2				87,5	*78,5	75,3	0,8		3	1	2	35,2	49,8	40,3	37,2	0,6		5	2	2	49,8
3				89,0	80,3	77,3	0,4		6	2	1	35,25	47,5	*40,6	37,8	1,0		4	½	1	50,25
4				90,0	*81,0	77,1	0,7		2	1	3	35,4	47,5	*37,75	34,3	1,4		3	1	3	49,9
				88,95	80,28	76,80	0,56					35,28	48,08	39,41	36,60	0,88					50,06
30:1	2,0	20,0	9,9	88,2	77,7	77,7	0,7	10·10,0	5	2	3	35,6	48,4	*38,2	37,9	0,6	10·10,0	7	2	1	51,0
2				90,6	*81,1	80,8	0,3		5	2	1	35,5	49,8	*40,0	38,7	0,5		8	3	1	50,4
3				91,2	*81,3	80,9	0,3		6	2	3	35,5	51,4	*41,7	41,3	1,1		6	2	3	50,2
4				86,8	*76,4	76,3	0,4		6	2	2	35,5	46,6	36,4	36,4	1,1		5	2	2	50,7
				89,20	79,13	78,93	0,43					35,53	49,05	39,08	38,58	0,825					50,58
24:1	0,5	31,4	31,6	92,0	80,3	67,4	0,2	20 · 5,0	3	1	3	41,1	49,3	38,0	21,6	0,3	20 · 5,0	3	1	3	52,8
2				89,4	78,7	69,2	0,2		16	3	2	40,7	50,0	38,7	24,2	0,1		15	3	1	52,1
3				89,4	79,0	66,4	0,4		14	⅔	1	40,3	48,7	37,3	26,0	0,0		16	3	3	52,6
4				91,3	81,0	67,5	0,5		6	1	2	39,9	49,3	39,3	25,7	0,3		4	1	3	52,8
				90,53	79,75	67,83	0,33					40,50	49,33	38,33	24,38	0,18					52,58
27:1	0,5	31,4	15,8	85,4	75,0	67,8	0,2	10 · 5,0	6	2	1	40,85	48,0	38,5	30,0	0,2	10·5,0	4	2	2	53,2
2				90,0	78,3	71,0	0,1		7	2	2	41,6	49,3	38,0	30,2	0,2		6	2	3	52,6
3				88,7	78,3	71,0	0,1		6	2	1	40,4	47,4	35,7	27,6	0,2		6	2	2	53,2
4				86,0	75,3	68,2	0,2		6	2	1	42,15	45,3	35,7	28,0	0,2		5	2	1	52,9
				87,53	76,73	69,50	0,15					41,25	47,50	36,98	28,95	0,20					53,00
29:1	0,5	50,0	25,0	—	—	—	—	20 · 5,0				—	49,0	38,8	27,6	0,3	20 · 5,0	7	1	1	52,5
2				93,0	83,0	69,9	0,2		16	3	3	39,5	46,5	36,8	25,4	0,3		9	2	1	52,9
3				91,0	82,0	67,4	0,4		18	3	3	39,8	49,5	38,8	25,7	0,1		14	⅔	1	52,6
4				94,0	82,8	73,5	0,1		12	2	3	39,6	45,0	35,5	23,6	0,5		15	3	1	53,0
				92,67	82,60	70,27	0,23					39,65	47,50	37,48	25,58	0,30					52,75
31:1	0,5	80,0	19,8	94,0	82,8	72,4	0,3	20 · 5,0	8	2	1	39,1	46,4	37,6	28,2	0,8	20 · 5,0	10	2	1	52,2
2				95,2	83,6	76,2	(1,1)		16	3	1	39,6	52,4	43,4	31,8	0,3		8	2	1	51,9
3				—	—	—	—					—	48,4	38,0	26,2	0,3		6	1	1	52,15
4				90,4	80,6	72,3	0,2		6	1	3	38,8	52,4	42,6	32,4	0,6		13	2	1	—
				93,20	82,33	73,6	0,25					39,17	49,90	40,40	29,65	0,50					52,08

Bemerkungen

Stäbe 29,1; 31,3 sind infolge fehlerhafter Einspannung außergewöhnlich gebrochen.

Stäbe 23,1; 31,2 ergaben einen einseitig klaffenden Spalt.

Die mit einem * versehenen Dehnungswerte sind durch normenmäßige Ergänzung der Meßlänge ermittelt. ** Festigkeit nicht festgestellt.

Digitized by Google

Zur Prüfung in graphischer Darstellung eignet sich die Beziehung $\delta_n = f(n)$ weniger gut als die Beziehung $n \cdot \delta_n = n \cdot f(n)$. Dann schreiben sich die Gleichungen wie folgt:

$$n \cdot \delta_n = a \cdot n + b \qquad \text{(Ib)}$$

$$n \cdot \delta_n = A \cdot n + B\sqrt{n}. \qquad \text{(IIb)}$$

Die erste Beziehung ist eine gerade Linie, die zweite eine schwach nach unten offene Kurve. Da $n \cdot \delta_n = \frac{\Delta l}{d} \cdot 100$ ist, liefern die Gleichungen Ib und IIb das 100fache der wirklichen Verlängerung Δl, ausgedrückt in Vielfachen des Stabdurchmessers. Die den Versuchspunkten (Tafel II) sich am besten anpassenden Kurven Ib und IIb sind in Abb. 4 gezeichnet und die ihnen entsprechenden Gleichungen in Form Ia und IIa daneben geschrieben.

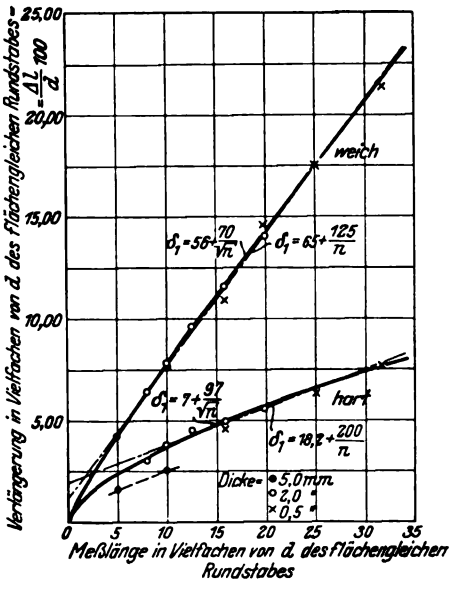


Abb. 4. Darstellung der Verlängerung in Abhängigkeit von der Meßlänge für Flachstäbe verschiedener Abmessungen.

Es zeigt sich, daß die mathematische Darstellung nach Gleichung II sich den Versuchspunkten im allgemeinen besser anpaßt. Doch ergibt auch die Darstellung nach Gleichung I für größere Meßlängenverhältnisse (≥ 10) nur kleine systematische Abweichungen von etwa $\pm 2{,}5\%$ Dehnung. Obwohl bei Blechen die Beziehung II also besser gilt, kann für praktische Zwecke die einfachere Gleichung I als ausreichend angesehen werden.

Seitenverhältnis und Dehnung.

Das Hauptziel der Untersuchung war die Ermittlung der Bruchdehnungen δ_5 und δ_{10} in Abhängigkeit vom Seitenverhältnis. Das Ergebnis ist in Abb. 5 dargestellt, in die für die untersuchten Stabformen Mittelwerte eingetragen sind. Bei beiden Materialien steigen mit wachsendem Seitenverhältnis die Dehnungen δ_5 und δ_{10} zunächst stark, dann schwächer an[1]. Die Zunahme beträgt in den untersuchten Grenzen 10 bzw. 6% Dehnung bei der weichen und 6 bzw. 4% Dehnung bei der harten Bronze. Der Anstieg zeigt sich nicht nur bei den Stäben gleicher Dicke (gleiches Zeichen in Abb. 5), sondern auch dann noch, wenn die Verschiedenheit der Blechdicke unberücksichtigt gelassen wird. Dies ist im allgemeinen nicht zu erwarten. Dementsprechend liegen auch die Werte der harten, 5 mm starken Stäbe außergewöhnlich tief, was seinen Grund nur in abweichender Vorbehandlung haben kann. Sowohl bei den weichen und harten Stäben fällt ferner ein Punkt aus den Kurven nach unten heraus. Dieser Stab ($27\ b/a = 31{,}4$) ist dadurch gekennzeichnet, daß er verhältnismäßig breit und kurz ist. Es ist daher zu vermuten, daß die Abweichung nicht zufällig, sondern auf eine Beeinflussung durch den Stabkopf zurückzuführen ist (s. u.).

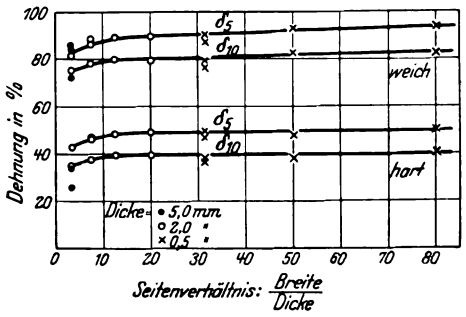


Abb. 5. Dehnungen δ_5 und δ_{10} in Abhängigkeit vom Seitenverhältnis bei Flachstäben.

Wie eingangs erwähnt, sind die in Abb. 5 eingetragenen Dehnungswerte auf der Breitseitenmitte der Stäbe ermittelt. Es ist aber auch vielfach üblich, die Dehnungen an der Schmalseite auszumessen. Hierdurch fallen die Werte, worauf noch unten eingegangen wird, größer aus, und zwar etwa um die Größe des Spaltes, der für verschiedene Stäbe verschieden ist (vgl. Abb. 9). Da dessen Einfluß aber gering ist, ist die Abhängigkeit der Dehnung vom Seitenverhältnis auch dann noch fast die gleiche wie in Abb. 5, jedoch praktisch schon von einem Seitenverhältnis $b/a = \sim 10$ konstant.

Um festzustellen, worauf die Zunahme der Dehnungswerte δ_5 und δ_{10} mit dem Seitenverhältnis zurückzuführen ist, wurden die Dehnungen in den einzelnen Stabteilen genauer untersucht, wobei zwecks Vergleichbarkeit der verschiedenen Stäbe alle Längen wieder in Vielfachen des Durchmessers d eines flächengleichen Rundstabes auszudrücken waren. Es wurden in jedem Stabe die Dehnungen symmetrisch zur Bruchstelle bestimmt, indem die Meßlängen vom Bruchintervall ausgehend schrittweise je um eine Teilungslänge rechts und links vom Bruch vergrößert wurden. Die für die verschiedenen Stäbe gleicher Form festgestellten Werte wurden gemittelt und in ein Schaubild eingetragen. Die Ausgleichskurven für verschiedene Seitenverhältnisse fielen dann nicht zusammen. Die Unterschiede treten am deutlichsten bei den in Abb. 6 wiedergegebenen Kurven für die 2,0 mm starken Bleche zutage. Sie verlaufen um so flacher und liegen um so höher, je breiter der Stab ist. Zu einem weitgehenden und anschaulicheren Bild der Dehnungsverhältnisse gelangt man, wenn die Dehnungsverteilung in den einzelnen Stabteilen in Abhängig-

[1] Eine inzwischen erschienene Arbeit von A. v. Zeerleder: Schweiz. Verb. Mat. Prüf. 1927 Ber., Nr. 8, ergibt einen übereinstimmenden Verlauf auch für zwei Aluminiumlegierungen, während bei hartem Aluminium geringe Abnahme mit wachsendem Seitenverhältnis festgestellt wurde.

Digitized by Google

keit von der Entfernung von der Bruchstelle aufgetragen wird. Diese aus Abb. 6 graphisch ermittelten Kurven sind in Abb. 7 gezeichnet[1]. Sie zeigen zunächst nur, daß im Einschnürbereich für Entfernungen von mehr als etwa $0{,}5d$ von der Bruchstelle die Dehnungen bei den breiten Stäben höher liegen als bei den schmalen. Daraus kann aber geschlossen werden, daß der Einschnürbereich bzw. der auf die Einschnürung entfallende Anteil der Dehnung mit der Stabbreite wächst. Trägt man schließlich noch für jede Stabform die Abnahme der Dehnungswerte Abb. 7 mit der Entfernung vom Bruch auf, so erhält man die in Abb. 8 wiedergegebenen Kurven, wo auch noch die in gleicher Weise für einige 5,0 und 0,5 mm starken Bleche ermittelten Linien eingezeichnet sind. Diese Darstellung zeigt deutlich, daß der Einschnürbereich um so größer ist, je breiter der Stab ist. Der „Einschnürkegel" ist bei den breiten Stäben lang und schlank, bei den schmalen kurz und stark konisch.

Wie zu erwarten war, konnte die Dehnungszunahme von δ_5 und δ_{10} mit dem Seitenverhältnis nur durch den Einfluß der Einschnürung zu erklären sein, da durch

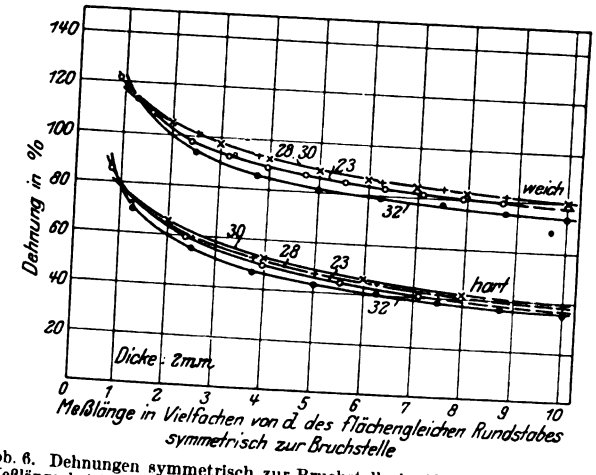


Abb. 6. Dehnungen symmetrisch zur Bruchstelle in Abhängigkeit von der Meßlänge bei Flachstäben von 2,0 mm Dicke und verschiedener Breite.

frühere Untersuchungen[2] sichergestellt ist, daß bis zum Beginn der Einschnürung das Abmessungsverhältnis des Probestabes erhalten, also auch die Dehnung (als Gleichmaßdehnung) bei allen Proben praktisch gleich bleibt. Da jedoch die Bruchquerschnittsverminderung mit wachsendem Seitenverhältnis abnimmt[2 3], so gilt das gleiche auch für die Dehnungen in unmittelbarster Nähe der Bruchstelle; denn beide Größen sind auf Grund der Volumenkonstanz durch eine einfache Beziehung miteinander verknüpft. Auch aus den hier wiedergegebenen Kurven, Abb. 6 und 7, kann man daraus, daß nach der Bruchstelle hin die Kurven sich anscheinend überschneiden, auf diese Abnahme der Bruchquerschnittsverminderung mit dem Seitenverhältnis schließen. Wäre dieser Einfluß allein vorhanden, so ließe sich vermuten, daß auch die Bruchdehnungen δ_5 und δ_{10} mit der Breite abnehmen. Da aber nach obigen Untersuchungen mit zunehmender Breite auch eine Vergrößerung des Einschnürgebietes stattfindet, so stellt sich hier trotz der Abnahme der Bruchquerschnittsverminderung ein Anstieg der Dehnungen δ_5 und δ_{10} ein. Die Abhängigkeit der Dehnungen von der Breite ist jedenfalls bedingt durch diese

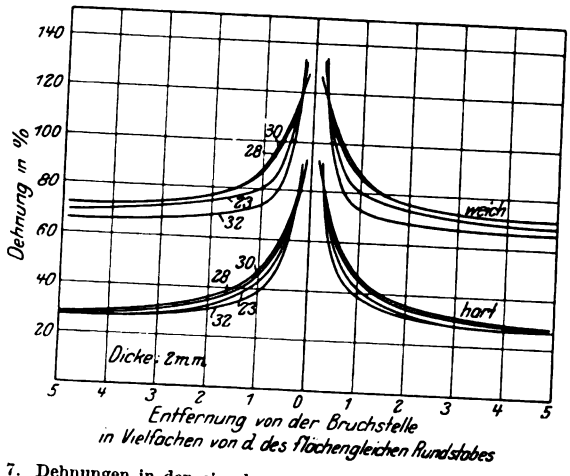


Abb. 7. Dehnungen in den einzelnen Stabteilen symmetrisch zur Bruchstelle bei Flachstäben von 2,0 mm Dicke und verschiedener Breite.

gegeneinander wirkenden Faktoren. Es erscheint also durchaus möglich, daß je nach dem Werkstoff ein Maximum, ein Anstieg oder ein Abfall der Dehnungen eintritt; es kommt nur darauf an, ob die Einbuße an Dehnung in nächster Nähe der Bruchstelle durch die stärkeren Dehnungen im übrigen Teil des Einschnürbereichs bis zur Meßlänge 5 bzw. $10d$ ausgeglichen wird oder nicht. Bei Stoffen, die wie die untersuchte Bronze stark einschnüren, ist danach in der Regel eine Zunahme der Dehnung mit dem Seitenverhältnis zu erwarten.

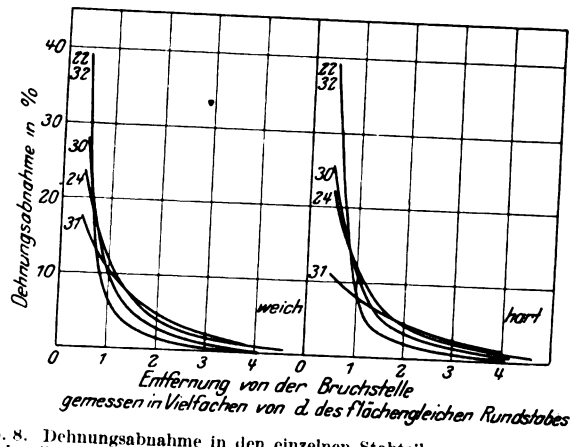


Abb. 8. Dehnungsabnahme in den einzelnen Stabteilen symmetrisch zur Bruchstelle mit der Entfernung vom Bruch bei Flachstäben verschiedener Abmessungen.

Einfluß der Bruchausbildung.

Die Dehnungen eines Flachstabes sind, wie oben erwähnt worden ist, abhängig von der Art der Messung. Bekanntlich gelangt man zu verschiedenen Dehnungswerten, je nachdem man die Messung in der Mitte der Schmalseite oder der Breitseite vornimmt. Diese Verschiedenheit ist dadurch bedingt, daß nach Überschreiten der Höchstlast mit der Ausbildung einer Einschnürung sich der Querschnitt des Stabes verwirft. In der Mitte der Breitseite treten im Einschnürungsbereich stärkere Dehnungen auf als in der Mitte der Schmalseite; daher erfolgt der Bruch in der Regel zuerst in der Mitte der

[1] Den Ausgleichskurven in Abb. 6 wurden die Dehnungswerte für d, $2d$, $3d$ . . . abgegriffen, mit 1, 2, 3 . . . multipliziert, die Differenzen dieser Produkte gebildet und in Abb. 7 eingetragen.

[2] W. Kuntze u. G. Sachs: a. a. O.

[3] T. H. Beare u. W. Gordon: a. a. O.; W. Kuntze u. G. Sachs: a. a. O.

Digitized by Google

Breitseite und schreitet zur Schmalseite fort. Da während dieses Bruchvorganges die Schmalseiten weiter gereckt werden, ergeben die Bruchdehnungen an den Schmalseiten, in üblicher Weise gemessen, höhere Werte als an den Breitseiten. Beim Zusammenlegen der Bruchstücke des Stabes ist infolgedessen an der Breitseite ein Spalt vorhanden. Seine Größe gibt an, um wieviel die Teilchen an der Schmalseite insgesamt stärker gereckt worden sind. Es liegt daher nahe, aus der Größe des Spaltes von der Bruchdehnung in Breitseitenmitte auf die an den Schmalseiten zu schließen. Eine solche Berechnung führt jedoch zu falschen Ergebnissen, solange die Meßlänge kleiner ist als der Einschnürbereich, da die Querschnitte in diesem Gebiete nicht eben bleiben. Eine genaue Untersuchung nach dieser Richtung steht noch aus. Die dadurch bedingten Fehler sind aber für die üblichen Meßlängen, soweit sich bisher übersehen läßt, gering.

Die Größe des Spaltes in Millimetern ist aus Tafel II ersichtlich. Die Abhängigkeit vom Seitenverhältnis zeigt Abb. 9. Die Erhöhung, welche die an der Breitseitenmitte gemessenen Dehnungswerte δ_5 bzw. δ_{10} erfahren, betragen maximal 2,2 bzw. 1,1% beim weichen und 2,9 bzw. 1,5% beim harten Material. Eine gesetzmäßige Abhängigkeit der Spaltgröße vom Seitenverhältnis und damit der Dehnungserhöhung kann aus obigen Versuchsergebnissen noch nicht mit Sicherheit abgeleitet werden, besonders was die großen Breiten anbetrifft. Doch läßt der übereinstimmende Verlauf der Kurven bei den Seitenverhältnissen unter 20 vermuten, daß ein Zusammenhang mit den Brucherscheinungen besteht. Wie aus der Gegenüberstellung der zerrissenen harten Stäbe in Abb. 10 bis 13 hervorgeht, findet bei einem Seitenverhältnis $b/a \sim 8$ ein Wechsel in der Bruchausbildung statt; für $b/a < 8$ verläuft die Bruchlinie auf der Breitseite quer zur Achse, bei $b/a > 8$ bildet sich ein „Reißwinkel" von $\sim 62°$ heraus[1]. Bei dem weichen Material ist die Veränderung der Bruchausbildung mit dem Seitenverhältnis ebenfalls, wenn auch weniger scharf, vorhanden.

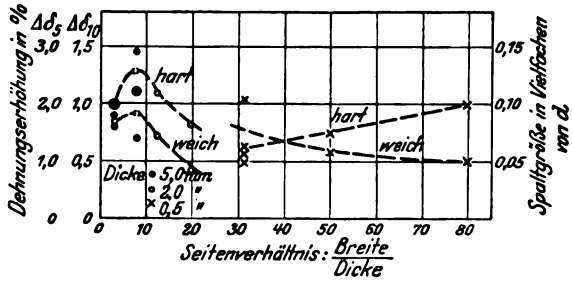


Abb. 9. Größe und Einfluß des Spaltes auf die Dehnungen in der Mitte der Breitseite bei Flachstäben verschiedener Abmessungen.

Bemerkenswert erscheint, daß der Übergang von einer Bruchform zur anderen sich allmählich vollzieht. In der Nähe des kritischen Seitenverhältnisses sind oft beide Bruchformen in Stäben gleicher Form zu finden. Auch bei den breitesten Stabformen treten noch, wie Abb. 14 und 15 zeigen, gewisse Störungen in der Reißwinkelbildung ein. Der schräge Bruch hängt offenbar damit zusammen, daß in der Nähe der Bruchstelle zwei Systeme paralleler Fließfiguren entstehen, die sich durchkreuzen und mit der Stabachse einen Winkel von $\sim 62°$ einschließen; der Bruch folgt diesen Fließlinien, springt jedoch häufig auf eine benachbarte Linie desselben Systems über. Schließlich gibt Abb. 16 noch eine besondere Bruchform wieder, die aber in keinem Widerspruch zur Reißwinkelbildung steht, da die Bruchlinien gegen die Stabachse wieder um den Winkel von 62° geneigt sind. Inwieweit sich die erwähnten Störungen auf die Dehnungen an den verschiedenen Stellen des Querschnitts auswirken und dadurch die Spaltgröße beeinflussen, muß einer gesonderten Untersuchung vorbehalten bleiben.

Einfluß der Bruchlage.

Die an einem Probestab gemessenen Dehnungen fallen dann am größten aus, wenn der Bruch in der Mitte der Meßlänge erfolgt, da in diesen Fällen die Dehnungsbehinderung durch den Stabkopf am weitestgehenden ausgeschaltet ist. Auch die Einschnürung bildet sich ungestört nur dann aus, wenn sie möglichst weit vom Stabkopf entfernt ist, also in der Regel dann, wenn die Meßlänge des Stabes genügend groß bemessen ist.

Bei einem Zerreißversuch erfolgt nun ein Bruch häufig nicht in der Mitte der Meßlänge. Daher werden die Dehnungswerte δ_l, gemessen über die gesamte Meßlänge, wahrscheinlich um so kleiner ausfallen, je näher die Bruchstelle am Stabkopf liegt. Ein Vergleich der Dehnungen δ_l für 4 Stäbe gleicher Abmessung in Tafel II zeigt aber, daß bei keinem der beiden untersuchten Bronzematerialien infolge der Streuung der Werte ein solcher Einfluß erkennbar ist.

Für genauere Untersuchungen sind die Dehnungen symmetrisch zur Bruchstelle von größerer Bedeutung, insbesondere die Werte δ_5 und δ_{10}, die bei der Abnahmeprüfung als Gütemaßstab für die Beurteilung eines Materials herangezogen werden. Die Messungen gründen sich darauf, daß bei ungestörten Verhältnissen die Formänderungen zu beiden Seiten der Bruchstelle in gleicher Weise vor sich gehen müssen. Bei einer Auswertung bietet sich jedoch eine Schwierigkeit, die durch die Bruchlage im Bruchintervall bedingt ist. Zu genauen Werten gelangt man nur, wenn der Bruch an einem Teilstrich oder in der Mitte des Teilungsintervalls liegt. Bei unsymmetrischer Lage zu den Teilstrichen muß man sich mit Näherungswerten begnügen, die stets kleiner ausfallen müssen als die genauen Werte. Die Dehnungsermittlung kann bei Probestäben mit derartiger Bruchlage im allgemeinen nach zwei Näherungsmethoden erfolgen. Entweder nimmt man an, der Stab sei in der Mitte des Teilungsintervalls gebrochen, und bestimmt die Dehnungen für Meßlängen $1l_t$, $3l_t$, $5l_t$ usw., wobei l_t die Länge des Teilungsintervalls bedeutet. Oder man geht von einem das Bruchintervall abgrenzenden Teilstriche aus, und zwar dem, der der Bruchstelle am nächsten liegt, und berechnet die Dehnungen für Meßlängen $2l_t$, $4l_t$, $6l_t$ usw., also wie wenn der Bruch an diesem Teilstrich verlaufen wäre. Je besser die wirkliche Bruchlage mit der in der

[1] C. Bach: Elastizität und Festigkeit 1920, S. 143; W. Kuntze u. G. Sachs: Stahleisen 47, S. 219—226 (1927); O. Bauer, Frhr. v. Göler u. G. Sachs: Z. Metallkunde 20, S. 202—208 (1928); F. Körber u. H. Hoff: Mitt. Eisenforsch. 10, S. 175—187 (1928); F. Körber u. E. Siebel: Mitt. Eisenforsch. 10, S. 189—192 (1928).

Digitized by Google

Berechnung angenommenen übereinstimmt, um so höhere Dehnungswerte müssen die Messungen liefern. So haben sich bei unseren Proben die höchsten Dehnungsunterschied, der sich aus den beiden verschiedenen Meßmethoden ergeben hatte, nur für die kleinen Meßlängen meßbare Werte. Bei größeren Meßlängen

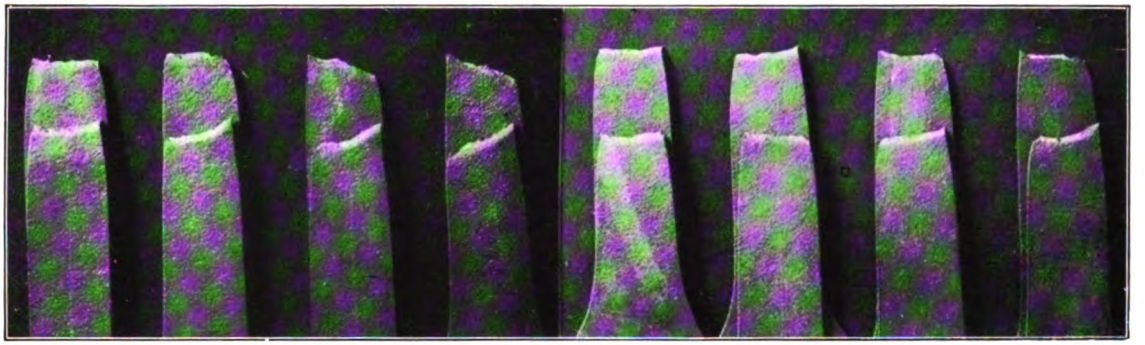


Abb. 11. $b/a = 7{,}85$.

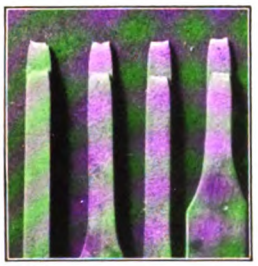


Abb. 10. $32 : b/a = 3{,}15$.

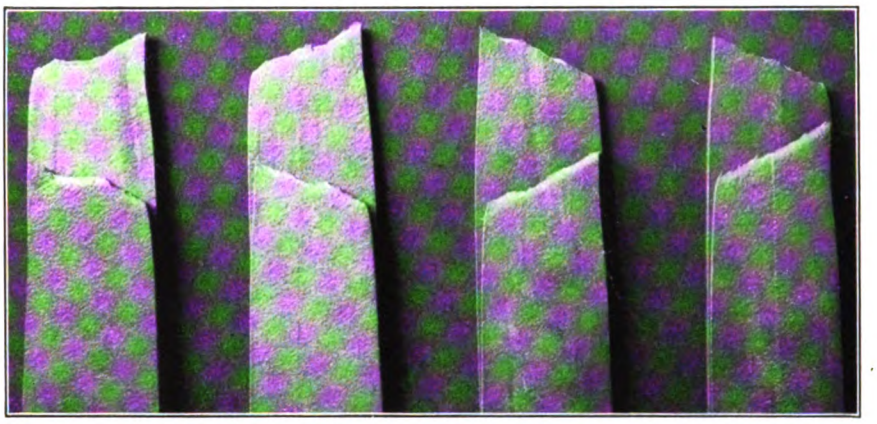


Abb. 12. $28 : b/a = 12{,}5$.

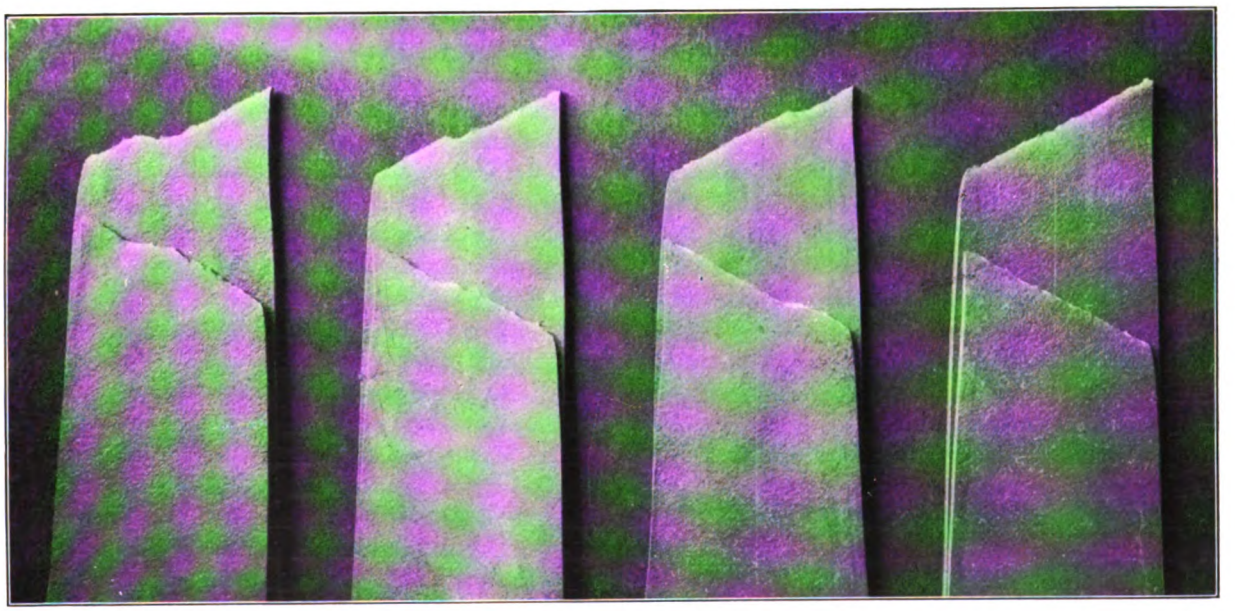


Abb. 13. $30 : b/a = 20$.

Abb. 10 bis 13. Wechsel der Bruchformen mit zunehmendem Seitenverhältnis b/a bei Flachstäben aus Bronze in hartem Zustande von 2,0 mm Dicke. ($^4/_5$ nat. Größe.)

nungen ergeben, wenn beim Bruch im mittleren Drittel des Abstandes der das Bruchintervall abgrenzenden Teilstriche die Meßlängen $1l_t$, $3l_t$, $5l_t$ usw. gewählt wurden, dagegen wurden größere Werte für Meßlängen $2l_t$, $4l_t$, $6l_t$ erzielt, wenn der Bruch im Enddrittel des Intervalls lag. Doch erreichte an demselben Stabe der

war der Einfluß der unsymmetrischen Bruchlage überhaupt nicht mehr feststellbar, da sich mit zunehmender Meßlänge die Exzentrizität der Bruchstelle natürlich ständig verringert und dann die Störungen in der symmetrischen Dehnungsverteilung stärker in Erscheinung treten.

Digitized by Google

Praktisch wichtig ist die Frage, ob für die vorliegenden Stabformen die bei den Meßlängen $5d$ bzw. $10d$ mögliche unsymmetrische Lage des Bruches auf die Dehnungen δ_5 und δ_{10} noch einen merklichen Einfluß ausübt. Bei der Ermittlung der Dehnungen hat man danach zu streben, die Bruchstelle möglichst in die Mitte dieser Meßlängen zu bekommen. Dies läßt sich um so besser erreichen, je mehr Teilungsintervalle die fraglichen Meßlängen enthalten. Bei der auf unseren Versuchsstäben angebrachten Teilung von 5 bzw. 10 mm war die Unterteilung der Meßlängen $5d$ bzw. $10d$ für die einzelnen Stabformen sehr verschieden. So enthielten z. B. die Stäbe 24 und 27 mit den kleinsten Querschnitten nur 3 bzw. 6 Intervalle innerhalb der Meßlängen $5d$ bzw. $10d$. Bei diesen Stäben wurden die besten Dehnungswerte δ_5 stets erzielt, wenn man die erforderlichen 3 Intervalle so wählte, daß das Bruchintervall in der Mitte lag. Bei den Dehnungen δ_{10} ergaben sich die höchsten Werte dann, wenn man bei der Festlegung der Meßlänge von dem der Bruchstelle am nächsten liegenden Teilstrich ausging und nach beiden Seiten 3 Intervalle abzählte. In ähnlicher Weise wurden auch die Dehnungen δ_5 und δ_{10} bei den anderen Stabformen bestimmt und die Meßlängen symmetrisch zur Mitte des Bruchintervalls oder symmetrisch zu dem der Bruchstelle am nächsten gelegenen Teilstrich gewählt, je nachdem die erforderliche Zahl der Intervalle ungerade oder gerade war. Eine Untersuchung, wie stark die so ermittelten Dehnungen von den genauen Werten abwichen, war bei den meisten Stäben nicht möglich, da sich die genauen Dehnungen (infolge zu grober Unterteilung) nicht bestimmen ließen. Doch zeigte eine Durchrechnung von Stäben 22 unter Annahme verschiedener Teilungen und verschiedener Lage des Bruches zu diesen Teilungen, daß bei den angegebenen Meßverfahren die Abweichungen vom genauen Wert für die kurze Meßlänge von $5d$ auch bei dreimaliger Unterteilung nur höchstens 0,5 Dehnungsprozente ausmachten. Bei dem vorliegenden Versuchsmaterial waren also die Fehler, die sich maximal aus der unsymmetrischen Lage des Bruches in den Meßlängen $5d$ bzw. $10d$ ergeben konnten, so klein, daß sie gegenüber der Streuung der Dehnungen δ_5 und δ_{10} für die vier Stäbe gleicher Abmessung nicht ins Gewicht fielen.

Eine weitere Beeinflussung können die Dehnungen symmetrisch zur Bruchstelle durch den Stabkopf erfahren, der sich dahin auswirkt, daß die Verformung in seiner Nähe behindert wird. Wie sich diese Behinderung schon ohne genauere Messung erkennbar macht, geht aus Aufnahmen je eines der breitesten Stäbe aus harter Bronze in Abb. 14 und 15 deutlich hervor; die plastisch verformten Stabteile haben eine matte Oberfläche, während die übrigen Stabteile blank geblieben sind. Der Einfluß des Stabkopfes müßte sich bei den Dehnungen symmetrisch zur Bruchstelle um so kräftiger bemerkbar machen, je näher die Bruchstelle an die Stabköpfe zu liegen kommt. Wie aber ein Vergleich der Dehnungen δ_5 und δ_{10} für Stäbe gleicher Abmessungen in Tafel II zeigt, läßt sich ein solcher Einfluß infolge der auftretenden Streuungen nicht nachweisen, selbst dann nicht, wenn zur Ermittlung der Dehnungen, wie in den Normen angegeben, eine Ergänzung der Meßlänge erforderlich war. (Diese Werte sind in Tafel II durch * gekennzeichnet.)

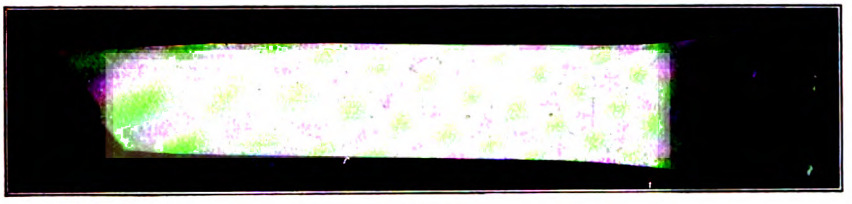


Abb. 14.

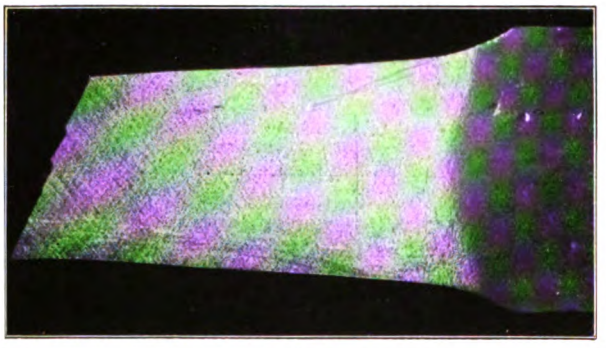


Abb. 15.

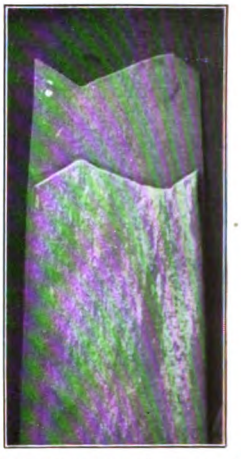


Abb. 16. Besondere Form der Reißwinkelbildung.

Abb. 14 und 15. Fließfiguren und Reißwinkelbildung. (Die Aufnahmen sind der Deutlichkeit wegen verzerrt.)

Daß ein Stabkopfeinfluß jedoch vorhanden ist, lassen die Abb. 17 a und 17 b erkennen, in denen für einige Stäbe die gemessenen Dehnungen in den einzelnen Stabteilen aufgezeichnet sind. So weisen die breiten Stäbe eine stetige Abnahme der Dehnungen nach den Stabköpfen hin auf. Dementsprechend nehmen auch die Bruchstücke über die ganze Länge hin eine deutlich erkennbare konische Form an. Dieses tritt um so stärker in Erscheinung, je kürzer der Stab ist; besonders bei den Stäben 27 und wahrscheinlich auch bei Stäben 30 (aus weicher Bronze) ist die Meßlänge so klein, daß auch die Ausbildung der Einschnürung behindert wird. Hierdurch ist auch die Erklärung für die verhältnismäßig geringen Werte δ_5 und δ_{10} der Stäbe 27 in Abb. 5 gegeben. Eine zahlen-

Digitized by Google

mäßige Untersuchung über die Größe des Stabkopfeinflusses nach Gleichung I konnte bei den breiten, kurzen Stäben zu keinem Ergebnis führen, da die Gleichmaßdehnung unbestimmt war; sie blieb aber auch bei den verhältnismäßig langen Stäben erfolglos, da sich, wie etwa aus den Kurven für die Stabform 32 in Abb. 17 ersichtlich, außer der Brucheinschnürung noch weitere Einschnürungen ausgebildet haben, die das Ergebnis fälschten.

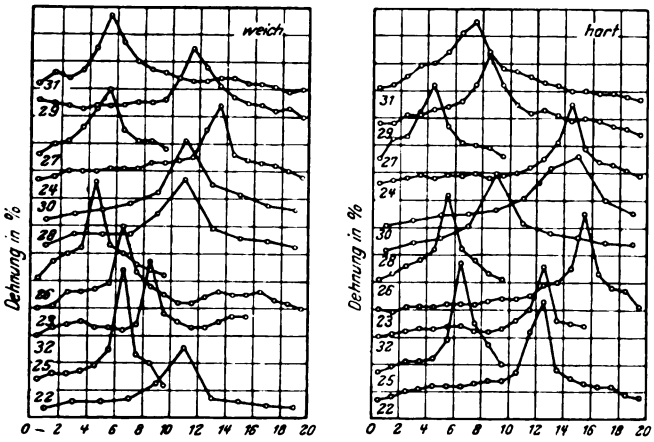


Abb. 17 a und b. Dehnung in den einzelnen Stabteilen bei Flachstäben verschiedener Abmessungen. (Die Kurven sind in der Höhenlage verschoben.)

Eine besondere Untersuchung erstreckte sich noch darauf, ob sich das Auftreten der Einschnürungen, sowie anderer Unregelmäßigkeiten, z. B. in Abb. 17a die beim Stab 29 besonders stark auftretende Dehnungszunahme zum Stabkopf hin, auf die Breitenunterschiede bzw. die Querschnittsunterschiede zurückführen läßt, welche bei der üblichen Herstellung der Probestäbe entstehen können. Die Breite der Probestäbe war innerhalb der Meßlänge bis dicht an die Stabköpfe heran innerhalb 0,5% konstant, in der Nähe des letzten Teilstriches erreichten die Abweichungen häufiger 1%. Die Dickenmessungen ergaben Schwankungen bis 0,02 mm, von denen aber nicht ohne weiteres klar ist, wie weit sie durch die Meßgenauigkeit beeinflußt sind. Es hat sich gezeigt, daß diese verhältnismäßig kleinen Unterschiede allein eine Erklärung für die Lage der Einschnürungen nicht liefern. Es müssen also noch andere stärkere Einflüsse vorhanden sein, die diese Abweichungen vom gewöhnlich angenommenen Dehnungsverlauf im Stabe hervorrufen und die Lage der Einschnürungen, insbesondere die der Bruchstelle, bestimmen.

Praktische Bedeutung der Ergebnisse.

Für die Prüfung dünner Bleche wird der Zugversuch viel angewandt. Es sind daher Bestrebungen im Gange, in Deutschland wie auch in Amerika[1], eine einheitliche Grundlage für das Prüfverfahren zu schaffen, die eine bestimmte Stabform vorschreibt und Anweisungen für die Vorbereitung der Proben und die Ausführungen der Messungen gibt. Eine besondere Schwierigkeit liegt in der Messung der Formänderungen. Da die Bruchquerschnittsverminderung meßtechnisch nur schwer zu bestimmen ist, kommt für die Beurteilung des Formänderungsvermögens praktisch nur die Bruchdehnung in Frage, die in verhältnismäßig einfacher Weise gemessen werden kann. Ihre Bestimmung bedarf einer Festlegung der Stabform und einer Angabe des Meßverfahrens.

Zur Prüfung aller Bleche bis 5 mm Dicke ist nur eine bestimmte Stabform, und zwar die der hier untersuchten Stäbe 22, 23, 24 von rund 15 mm Breite und 100 mm Meßlänge, in Aussicht genommen. Die Stäbe besitzen also keine geometrische Ähnlichkeit, sondern mit zunehmender Blechdicke wird sowohl das Meßlängenverhältnis $1/d$ wie das Seitenverhältnis b/a kleiner.

Das einfachste Meßverfahren besteht darin, die Dehnung für eine bestimmte Meßlänge, z. B. 100, 50 oder 25 mm symmetrisch zur Bruchstelle zu ermitteln. Die an den Stäben 22, 23, 24 gefundenen Werte liegen nun entsprechend Abb. 18 um so höher, je geringer die Meßlänge ist. Sie nehmen mit der Stabdicke zu, da das Meßlängenverhältnis kleiner wird. Diesem Anstieg gegenüber tritt der Einfluß des geringeren Seitenverhältnisses, durch den die Werte herabgedrückt werden, zurück.

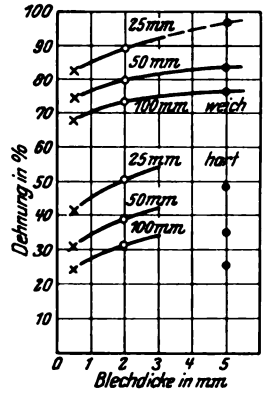


Abb. 18. Einfluß der Blechdicke auf die Dehnung der Bronze WBz 6 bei konstanter Meßlänge.

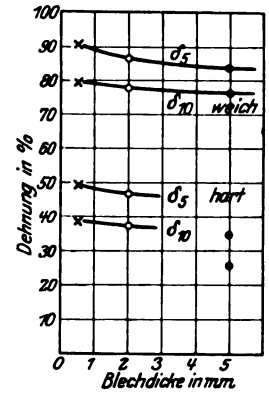


Abb. 19. Einfluß der Blechdicke auf die normenmäßigen Dehnungen von Bronze δ_5 und δ_{10}.

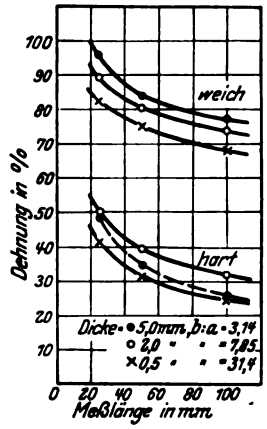


Abb. 20. Einfluß der Meßlänge auf die Dehnung verschiedener Bleche aus Bronze.

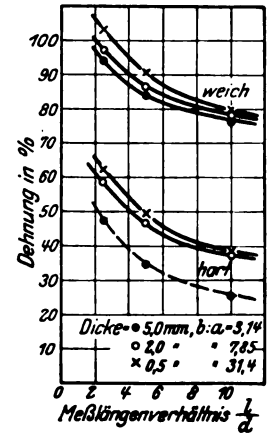


Abb. 21. Einfluß des Meßlängenverhältnisses auf die Dehnung verschiedener Bleche aus Bronze.

Etwas umständlicher ist die Bestimmung der Dehnung δ_5 und δ_{10}. Die Werte gehen aus Abb. 19 hervor. Hier tritt eine Abnahme der Werte mit wachsender Stabdicke zutage. Die auftretenden Dehnungsunterschiede sind aber viel geringer und nur auf den Einfluß verschiedenen Seitenverhältnisses zurückzuführen. Auf Grund der beiden Darstellungen Abb. 18 und Abb. 19 ist es also dem Betriebsmann möglich, aus einfachen Messungen,

[1] Vgl. den Bericht von W. Deutsch in Z. Metallkunde 19, S. 194—196 (1928).

Digitized by Google

z. B. über die Länge von 100 mm, auf die normenmäßigen Dehnungen δ_5 und δ_{10} für ein bestimmtes Material zu schließen.

Einen Vergleich mit anderen Stabformen, insbesondere auch solchen des Auslandes, ermöglichen die Abb. 20 und 21, in denen die Dehnungen für Stäbe verschiedener Stärke a, also verschiedenen Seitenverhältnisses b/a, in Abhängigkeit von der Meßlänge in Millimetern und in Vielfachen vom Durchmesser d des flächengleichen Rundstabes dargestellt sind. Die Kurven fallen mit zunehmender Meßlänge ab. In Abb. 20 verlaufen die Kurven um so höher, je dicker die Stäbe sind, da bei gleicher Meßlänge l in Millimetern das Meßlängenverhältnis l/d mit der Stabdicke abnimmt. Gleichzeitig wird aber das Seitenverhältnis mit zunehmender Stabdicke geringer. Die dadurch bedingte Abnahme der Dehnungen ist jedoch nicht stark genug, um den dehnungserhöhenden Einfluß des kleineren Meßlängenverhältnisses auszugleichen. Die Kurven Abb. 21 geben den Einfluß des Seitenverhältnisses wieder. Sie liegen um so höher, je größer das Seitenverhältnis, je dünner also der Stab ist. Ist demnach die Dehnung eines beliebigen, z. B. ausländischen Probestabes für eine bestimmte Meßlänge bekannt, so kann man sie an Hand der gegebenen Darstellungen innerhalb der gezeichneten Grenzen mit der entsprechenden Dehnung der deutschen Normalstäbe vergleichen, wenn man das Seitenverhältnis des Probestabes wie auch seine Dicke kennt.

Die in Abb. 18 bis 21 ersichtlichen Abweichungen von den hier dargelegten Gesetzmäßigkeiten deuten auf eine Verschiedenheit des Materials hin. Im allgemeinen ist ja eine so gute Übereinstimmung wie hier zwischen Blechen verschiedener Stärke nicht zu erwarten. So liegen denn auch die Versuchspunkte der harten, 5,0 mm starken Stäbe außergewöhnlich tief gegenüber denen der 2,0 und 0,5 mm starken Proben.

Prüfung von Seildrähten durch Zug- und Biegeversuche.

Von **G. Sachs** und **H. Sieglerschmidt**[1].

Das wichtige Konstruktionsglied für Transmissions- und Förderzwecke, das Drahtseil, hat eine im Vergleich zu anderen Konstruktionsteilen einzig dastehende geringe Lebensdauer von wenigen Jahren oder sogar nur Monaten. Infolge der verwickelten Beanspruchung auf Zug und Biegung (evtl. auch Verwindung), der das Seil im Betriebe unterworfen ist, und der mechanischen und chemischen Verletzungen, die als zusätzliche Beanspruchungen hinzukommen, ist die eigentliche Bruchursache bisher noch eine umstrittene Frage[2].

Die meisten Praktiker und alle Forscher, die der Drahtseilfrage auf experimentellem Wege nachgegangen sind[3], vertreten den Standpunkt, daß die hauptsächliche Beanspruchung des Seils die wiederholten Biegungen um die Seil- und Leitrollen sind. Hierbei geht das Seil allmählich durch Ermüdung zugrunde. Der zusätzlichen Zugbeanspruchung wird geringere Bedeutung beigemessen; jedoch erfolgt die Dimensionierung der Seile auf Grund ihrer Tragkraft auf Zug. Die Torsionsbeanspruchung wird in der Regel ganz vernachlässigt. Daß die Torsionsprüfung häufig als wichtig angesehen wird, dürfte wohl mehr auf der Bedeutung dieser Probe zur Erkennung von Fehlstellen und Ungleichmäßigkeiten beruhen.

Die Abnahmevorschriften für Seile[1] verlangen in der Regel nur die Feststellung der Zugfestigkeit und der Biegezahl der einzelnen Drähte (in einem technologischen Hin- und Herbiegeapparat, um einen Krümmungsradius, der 2—3mal so groß ist als die Drahtdicke). Daneben wird häufig noch die Verwindungszahl bestimmt. Die Zugfestigkeit gibt die Unterlage für die Dimensionierung des Seiles, das im Betriebe mit $^1/_6$—$^1/_{10}$ der Bruchlast beansprucht werden darf. Die Biegezahl darf einen gewissen Betrag nicht unterschreiten, um ein gewisses Formänderungsvermögen des Drahtes zu gewährleisten, das erfahrungsgemäß notwendig ist.

Dafür, daß an Stelle des Seiles einzelne Drähte geprüft werden, sind wohl in erster Linie praktische Gesichtspunkte maßgebend. Die Prüfung eines ganzen Seiles ist als Abnahmevorschrift zu umständlich, und es fehlen meist Zerreißmaschinen für die erforderlichen hohen Kräfte. Die Bedenken, die gegen die Prüfung einzelner Drähte erhoben werden, haben sich bisher versuchsmäßig nicht begründen lassen. Die Festigkeiten von Seilen (bezogen auf 1 mm² Drahtquerschnitt) sind nur wenig geringer und die Biegezahlen sogar höher als die einzelner Drähte gefunden worden[2]. Es scheint danach, daß es in erster Linie auf die Eigenschaften der einzelnen Drähte ankommt. Natürlich wird aber auch die Konstruktion des Seils eine Rolle spielen, welche Frage aber bisher anscheinend noch nicht klargestellt ist.

Gegen die Abnahmevorschriften werden vielfach Einwände erhoben, da sie der praktischen Beanspruchung

---

[1] Original: Metallwirtsch. VIII. S. 129—138 (1929).

[2] Untersuchungen an gerissenen und angebrochenen Seilen haben wenig zur Lösung dieser Frage beitragen können. Vgl. E. Heyn u. O. Bauer: Stahleisen 28, S. 1240—1242 (1908); M. Rudeloff: Materialprüfungsamt 33, S. 198—209 (1915); C. Bach: Forschungsarb. H. 177 (1915); M. Rudeloff: Materialprüfungsamt 37, S. 303—322 (1919); Stamer u. Fiek: Materialprüfungsamt 40, S. 267—281 (1922); C. H. Desch: Trans. Inst. Min. Eng. 75, S. 19—36 (1928).

[3] Z. B.: M. Rudeloff: Materialprüfungsamt 15, S. 137 bis 208 (1897); Vaughan u. Epton: Eng. 105, S. 201 (1908I); Bock: Glückauf 45, S. 1545—1550, 1675—1685 (1909); Speer: Glückauf 48, S. 736—747, 781—788, 824—829, 1145—1160, 1194—1198 (1912); J. Seigle: Rev. Ind. min. 4, S. 65—74 (1923), vgl. Stahleisen 43, S. 699 (1923); R. G. Batson: Testing 1, S. 7—22 (1924); H. Sieglerschmidt: Z. techn. Phys. 5, S. 79—83 (1924); Z. V. d. I. 71, S. 517—520 (1927); W. Kuntze, G. Sachs u. H. Sieglerschmidt: Z. Metallkunde 20, S. 64—68 (1928).

[1] Bergpolizei-Vorschriften s. Aus der Praxis für die Praxis, 2. Aufl. Weimar: Polytechn. Verlag Clary & Co. 1914. — H. Altpeter: Die Drahtseile, ihre Konstruktion und Herstellung. Halle: Martin Boener 1926.

[2] M. Rudeloff: Materialprüfungsamt 15, S. 137—208 (1897); 40, S. 10—33 (1922); Bock: Glückauf 45, S. 1545 bis 1550, 1675—1685 (1909).

Digitized by Google

nicht entsprechen. Es ist jedoch noch kein Versuch unternommen worden, die Beurteilung eines Drahtes auf Grund der Abnahmevorschriften seinem Verhalten bei einem den Betriebsverhältnissen angepaßten Versuch gegenüberzustellen. Bezüglich des Einflusses der Festigkeit zeigen nun die bisherigen Erfahrungen und Versuche, daß Drähte mit hoher Festigkeit trotz einer entsprechend höheren Belastung im Durchschnitt eine höhere Lebensdauer aufweisen[1]. Jedoch ergeben schon diese Untersuchungen, daß hier offenbar sehr verwickelte Zusammenhänge vorliegen.

Der Grundgedanke einer systematischen Untersuchung über die Zweckmäßigkeit der bei der Prüfung von Seildrähten anzuwendenden Verfahren, wie er auch den Untersuchungen von Rudeloff, Bock und Speer[2] zugrunde liegt, ist demnach folgender. Biegeversuche mit großen Krümmungsradien und zusätzlicher Zugbeanspruchung entsprechen im wesentlichen den Verhältnissen in der Praxis. Eine solche Prüfung ist aber umständlich und daher nur dann zu empfehlen, wenn die ausschlaggebenden Materialeigenschaften durch andere Kennziffern nicht erfaßt werden können. Es ist daher festzustellen, in welcher Beziehung die in den Vorschriften geforderten Gütezahlen Festigkeit und Biegezahl sowie sonstige Kennziffern der Materialprüfung, z. B. Dehnung, Einschnürung usw., zu der der Praxis angepaßten Prüfung stehen und wieweit nach diesen Kennziffern die Eignung des Seildrahtes wirklich beurteilt werden kann. Diese Aufgabe soll im folgenden an Hand eingehender Versuche behandelt werden.

In dieser Formulierung ist die Seildrahtfrage ein recht typisches Beispiel für die gegenwärtige Entwicklung der Materialprüfung überhaupt, die in zwei einander entgegengesetzten Richtungen geht. Auf der einen Seite wird versucht, die oft sehr undurchsichtigen Kennziffern der Prüfverfahren auf fundamentale Eigenschaften des metallischen Werkstoffes zurückzuführen. Wir verdanken dieser von Ludwik[3] eingeleiteten und mit Erfolg verfolgten Arbeitsrichtung eine gewisse Einsicht in die sich bei den technologischen Beanspruchungen und Prüfungen abspielenden Verformungs- und Bruchvorgänge. Eine solche Einsicht ist eine unbedingte Notwendigkeit, wenn wir aus den Prüfungen zuverlässige Rückschlüsse auf das praktische Verhalten ziehen wollen[4].

Die praktischen Beanspruchungsvorgänge sind aber teilweise derart verwickelt und so wenig geklärt, daß eine solche Verknüpfung vorläufig in vielen Fällen nicht möglich ist. Das Bestreben geht daher auch dahin, die Prüfverfahren möglichst weitgehend den Verhältnissen in der Praxis anzunähern, vielfach unter Verzicht auf eine Vorstellung über die wahre Bedeutung der ermittelten Kennziffern und ihre Beziehung zu den Kennziffern einfacherer Versuche.

A. Versuchsdurchführung.

Apparatur: Für die praktischen Dauerbiegeversuche, die sog. „Biegerollenversuche", wurde eine neue Vorrichtung entworfen, welche die Krümmung der Biegung in weiten Grenzen zu verändern gestattete. Abb. 1—3 zeigen schematisch die bei den neueren Versuchen benutzten Einrichtungen. In Abb. 4 ist die versuchsfertige Apparatur gemäß Abb. 2 wiedergegeben.

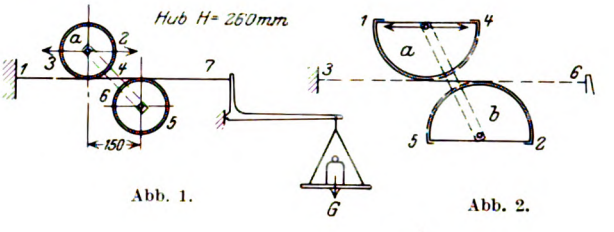


Abb. 1. Abb. 2.

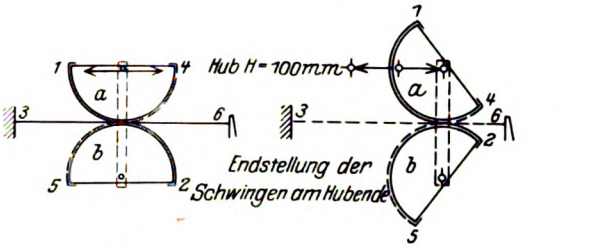


Abb. 3. Abb. 3a.

Abb. 1 bis 3a. Einrichtungen für Biegerollenversuche (*a* und *b* Rollen, *G* Gewicht).

Bei den Einrichtungen Abb. 2 und 3 wird der Draht 1—2 an den Schwingen *a* und *b* befestigt; 3—4 und 5—6 sind biegsame Bänder, die am Maschinengestell bei 3 und am Gewichtshebel bei 6 befestigt sind. Die am Gewichtshebel angebrachte oder direkt wirkende Last spannt die Probe und die biegsamen Bänder.

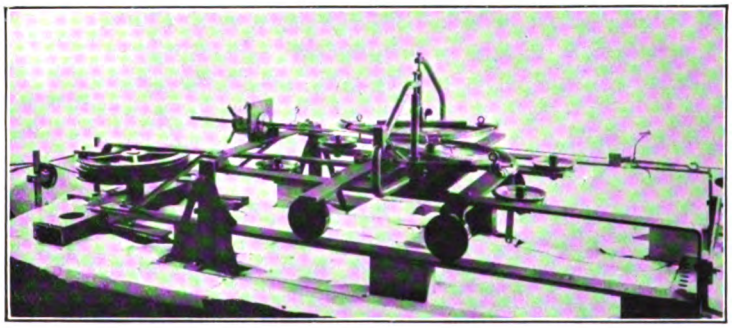


Abb. 4. Versuchsfertige Apparatur.

Die Schwingen werden in Richtung des gespannten Drahtes mit Hilfe eines Wagens, an dem die Achsen der Schwingen befestigt sind, hin und her bewegt. Beim Hin- und Hergang des Wagens wickelt sich der Draht auf die Länge $H = 100$ mm (Abb. 3) bzw. H—150 = 110 mm (Abb. 1 u. 2) 2mal von einer Rolle auf die andere. Er wird somit 2mal hin und her gebogen.

Um die Drähte zum festen Anliegen an die Rollen zu bringen, d. h. also, um die Drähte wirklich um die Krümmung der Rollen herumzubiegen, ist es notwendig, sie durch eine Zuglast anzuspannen.

[1] M. Rudeloff: a. a. O.; Speer: Glückauf 48, S. 736 bis 747, 781—788, 824—829, 1145—1160, 1194—1198 (1912).

[2] A. a. O.

[3] Z. B.: P. Ludwik: Z. Metallkunde 14, S. 101—110 (1922); 16, S. 207—212 (1924); Z. V. d. I. 68, S. 212—214 (1924); Bachheft der Forschungsarbeiten S. 56—61 (1927).

[4] Vgl. G. Sachs: Z. V. d. I. 70, S. 1167—1169 (1926).

Digitized by Google

Die Unterbrechung der Hin- und Herbewegung des Wagens beim Bruch des Probedrahtes wurde selbsttätig durch Ausschaltung des Betriebsstromes mit Hilfe des fallenden Gewichts bewirkt.

Bei Prüfung dünner Drähte wurden mehrere Biegevorrichtungen an dem gleichen Wagen angebracht. Biegerollenversuche konnten bei Krümmungsdurchmessern $D = 30$ bis 600 mm durchgeführt werden.

Eine früher für kleinere Rolldurchmesser benutzte Vorrichtung. Abb. 1, bei welcher der Draht von 1 nach 2, 3, 4, 5, 6, 7 um 2 Rollen *a* und *b* vollständig herumgewickelt war, ist bei den im folgenden besprochenen Versuchen nicht mehr zur Verwendung gelangt. Es ergaben sich nämlich bei Benutzung dieser Einrichtung für dünne Drähte meist auffallend hohe Biegezahlen. Als Ursache einer Erhöhung der Biegezahlen über die normalen, mit Hilfe der Einrichtungen Abb. 2 und 3 festgestellten Werte wurde eine Verdrillung des Drahtes während der Versuche festgestellt. Hierdurch kommen immer neue Stellen des Drahtumfanges zur Anlage an die Rollen, und die Stelle größter Beanspruchung wechselt ständig. Es erscheint bemerkenswert, daß hierdurch die Lebensdauer eines Drahtes auf das Doppelte und noch mehr heraufgesetzt wird[1].

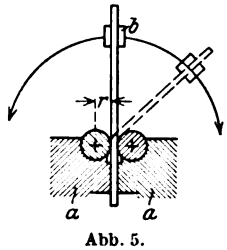


Abb. 5.

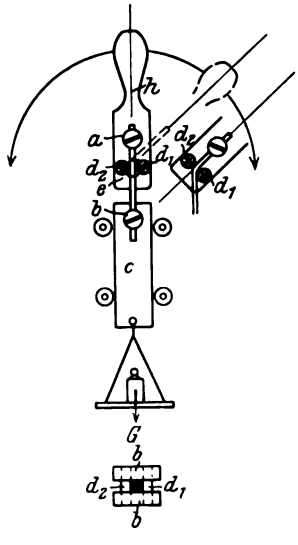


Abb. 6. Neue Einrichtung für Hin- und Herbiegeversuche an zugbelasteten Drähten. *h* Schwinge mit Achse, d_1 und d_2 Klemmbacken, *c* Gleitstück, *a* und *b* Befestigungsklemmen für den Draht, *G* Gewicht.

Technologische Hin- und Herbiegeversuche wurden an je 3—5 Proben bei Krümmungsdurchmessern von 2,5; 5; 10; 15 und 20 mm durchgeführt. In Abb. 5 ist schematisch die übliche Durchführung der technologischen Probe dargestellt. Zu beachten ist, daß die Probe nicht bis an die Abrundung der Klemmbacken heran eingespannt werden darf, da andernfalls durch Quetschungen an der Einspannung die Biegezahl leidet.

Abb. 6 zeigt eine neue, für technologische Biegeversuche mit dünnen Drähten bei Rollendurchmessern $D = 2{,}5$ und 5 mm benutzte Einrichtung, mit deren Hilfe auch der Einfluß einer Zuglast *G* auf das Ergebnis des Biegeversuchs festgestellt wurde. Der bei *a* an der Schwinge *h* und bei *b* an dem gewichtsbelasteten Gleitstück *c* befestigte Draht ist an der Schwinge zwischen den beiden Rundstiften d_1 und d_2 hindurchgeführt. Durch Drehen der Schwinge um ihre Achse *e* in Richtung der Pfeile wird der Draht einmal um den Rundstift d_1 (Rechtsdrehung), das andere Mal um den Rundstift d_2 (Linksdrehung) gebogen[1]. Um seitliches Ausweichen des Drahtes bzw. die Krümmung nach einem größeren Biegeradius möglichst zu verhindern, wurden die Drähte teilweise zwischen Begrenzungsbacken *b*, die auf die Biegerollen d_1 und d_2 aufgesteckt waren, gebogen (Abb. 6 unten).

Ermittelte Kennziffern. Ermittelt wird die Biegezahl *n* bis zum Bruch. Als eine Biegung gilt sowohl beim technologischen Biegeversuch als auch beim Biegerollenversuch das Umlegen des Drahtes aus der gestreckten in die um 90° gebogene Lage und wieder zurück. Das Umlegen erfolgt abwechselnd in der einen und der anderen Richtung. Entsprechend einer von vornherein angenommenen Gültigkeit des Ähnlichkeitsgesetzes, wonach unter ähnlichen geometrischen Verhältnissen die Beanspruchung und Biegezahl gleich groß ausfällt und in der weiteren Annahme, daß die Verkrümmung der Drahtachse maßgebend ist, wird als Bezugsgröße das Krümmungsverhältnis $v = \frac{D+d}{d}$, worin *d* der Drahtdurchmesser und *D* der Rollendurchmesser ist, benutzt.

Durch je 3—5 Zugversuche wurde neben der Festigkeit σ_B auch die gleichmäßige Querschnittsverminderung ψ_g und die Bruchquerschnittsverminderung (Einschnürung) ψ bestimmt, beide mittels eines Meßmikroskopes.

Die im allgemeinen gute Übereinstimmung der mit Probedrähten einer Sorte erhaltenen Einzelwerte ließ auf Gleichmäßigkeit der untersuchten Drähte schließen. Die Abweichung der Einzelwerte von den in Zahlentafel 2—4 eingetragenen Mittelwerten betrug bei den Zugfestigkeiten bis zu $\pm$ 5%, bei den Hin- und Herbiegeversuchen (Biegezahl *n*) bis zu $\pm$ 15% und bei den Biegerollenversuchen bis zu $\pm$ 20%.

Versuchsprogramm. In erster Linie handelte es sich, wie in der Einleitung ausführlich besprochen, darum, zu prüfen, wieweit die aus dem Biegerollenversuch ermittelte Biegezahl ersetzt werden kann durch die Kenntnis der Festigkeit und Biegezahl bei der technologischen Probe, evtl. auch durch andere Kennziffern. Als besonders wichtig erwies sich noch die Prüfung der Zusammenhänge mit der Einschnürung beim Zugversuch.

Zuvor war es jedoch notwendig, den Einfluß der Zugbelastung zu klären.

Weiterhin wurde dem Zusammenhang zwischen den beiden Biegeproben — dem Biegerollenversuch und dem technologischen Hin- und Herbiegeversuch — nachgegangen.

Schließlich wurde versucht, die aus den einzelnen Vergleichen gewonnenen Ergebnisse in der Weise zu vervollständigen, daß verwickelteren Beziehungen zwischen den verschiedenen kennzeichnenden Größen nachgegangen wurde.

Versuchsmaterial. Um etwaigen Gesetzmäßigkeiten beizukommen, haben wir uns nicht damit begnügt, Stahldrähte zu untersuchen, sondern es wurden außerdem eine größere Zahl verschiedener Stoffe herangezogen. Tafel 1 gibt eine Zusammenstellung der untersuchten

[1] Die früher [Z. V. d. I. 71, S. 517—520 (1927)] mitgeteilten Biegezahlen für die dünnen Drähte ($d < 1$ mm) sind also nicht einwandfrei.

[1] Nach diesem von Sieglerschmidt angegebenen Verfahren wurden früher bereits 0,02 mm dicke Glühlampenfäden auf Biegefähigkeit nach verschiedenen Brenndauern der Lampen untersucht.

Digitized by Google

Tafel 1. Zusammensetzung der verwendeten Materialien.

Drahtsorte		Material	Zusammensetzung	Lieferant	Zustand
2	●	Elektrolyt-Cu hart	—	AEG.-Metallwerke, Oberspree	gezogen
2a	◉	„ geglüht			gegl. 500°, 1/2 st.
3	●	Bronze hart	93,39 Cu, 6,05 Sn, 0,31 P, 0,16 Ni	AEG.-Metallwerke, Oberspree	gezogen
3a	◉	„ geglüht			gegl. 450°, 1/2 st
4	●	Aluminium hart	99,58 Al, 0,16 Si, 0,26 Fe	AEG.-Metallwerke, Oberspree	gezogen
4a	◉	„ geglüht			gegl. 370°, 1/2 st
5a	◉	Dur-Al. 681 B gegl.	94 Al, 4,2 Cu, 0,5 Mg, 0,6 Mn, 0,35 Si, 0,35 Fe	Dürener Metallwerke A.-G.	geglüht
5b	●	„ hart			gezogen
5c	◉	„ veredelt			veredelt
5d	●	„ „ u. hart			veredelt u. gezogen
9	●	Elektron A 5	94,95 Mg, 4,70 Al, 0,24 Mn, 0,04 Si, 0,07 Fe	I. G. Farbenindustrie A.-G. Bitterfeld	gepreßt
10	●	„ hart			gepreßt
11	×	Elektrolyteisen hart	—	W. C. Heraeus, Hanau	gezogen
11a	⊗	„ gegl.			gegl. 900°, 1/4 st
12	×	Flußeisen hart	0,04 C, 0,40 Mn, 0.082 P, 0,057 S, 0,106 Cu, 0,028 Ni, 0,02 Cr. Rest Fe	Westfäl. Drahtindustrie, Hamm	gezogen
12a	⊗	„ geglüht			gegl. 900°, 1/4 st
13	×	Stahl 0,65% C hart	0,66 C, 0,11 Si, 0,31 Mn, 0,021 P, 0,002 S, 0,11 Cu, 0,04 Ni, 0,035 Cr, Rest Fe	Westfäl. Drahtindustrie, Hamm	g zogen
13a	⊗	„ geglüht			gegl. 900°, 1/4 st
14	×	V 2 A-Stahl hart	71,9 Fe, 18,92 Cr, 7,96 Ni, 0,12 C, 0,46 Si, 0,43 Mn, 0,017 P, 0,005 S, 0,09 Cu	Westfäl. Drahtindustrie, Hamm	gezogen
14a	⊗	„ gegl.			gegl. 900°, 1/4 st
15	×	Seildraht 0,55 C hart	0,55 C, 0,60 Mn, 0,19 Si, 0,033 P, 0,017 S, Rest Fe	Felten & Guilleaume, Carlswerk A.-G., Köln-Mülheim	Anlieferung
15a	⊗	„ gegl.			geglüht 900°, 1/4 st
16	×	Seildraht 0,77 C hart	0,77 C, 0,31 Mn, 0,02 Si, 0,01 P, 0,016 S, Rest Fe	Felten & Guilleaume, Carlswerk A.-G., Köln-Mülheim	Anlieferung
16a	⊗	„ gegl.			geglüht 900°, 1/4 st

Materialien[1]. Die Zusammenstellung enthält auch Angaben über Zusammensetzung, Zustand usw.

B. Versuchsergebnisse.

Einfluß der Zugbelastung.

Ein Biegerollenversuch mit einem Drahte läßt sich im allgemeinen nur dann einwandfrei durchführen, wenn der Draht durch eine gewisse Zuglast angespannt wird, damit er sich der Krümmung der Rolle anschmiegt. Andernfalls ist besonders bei den härteren Stoffen der Krümmungsradius größer als vorgesehen, und die Biegezahlen fallen zu hoch aus.

Für die eigentlichen Biegerollenversuche wurde eine Zugbelastung σ von $^1/_{10}$ der Festigkeit σ_B gewählt, da diese Last der Höchstbelastung in der Praxis entspricht. Gleichzeitig wurde in besonderen Versuchsreihen — sowohl beim Hin- und Herbiegeversuch als auch beim Biegerollenversuch — der Einfluß der Zugbelastung auf einige Stoffe untersucht.

Der Einfluß der Zugbelastung auf den Biegerollenversuch ($v = 200$) geht aus Tafel 2 und Abb. 7—11 hervor. Der Abb. 7 läßt sich entnehmen, daß dieser Einfluß bis zu einer Zugbelastung $\sigma = 0{,}2\ \sigma_B$ nicht sehr wesentlich ist. Eine erhebliche Herabsetzung der Biegezahl n_{200}[1] durch Zugbelastungen in dieser Größe tritt nur bei einigen dünnen Drähten aus hartem Material (3,13) ein. Bis zu Zugbelastungen $\sigma = 0{,}05\ \sigma_B$ ist ein Einfluß kaum festzustellen; bei $\sigma = 0{,}1\ \sigma_B$ ist die Herabsetzung bei den erwähnten Stoffen (3,13) schon merklich, so daß diese Last vielleicht schon etwas hoch ist.

Abb. 8 gibt einen Versuch an hartem Kupfer wieder, bei dem Belastungen bis zu $\sigma = 0{,}35\ \sigma_B$ angewendet wurden. Erst oberhalb $\sigma = 0{,}2\ \sigma_B$ macht sich die Zugbelastung in einer schnellen Verminderung der Lebensdauer bemerkbar. Eine rohe Überschlagsrechnung aus der elastischen Rückfederung der Drähte zeigt, daß die Gesamtbeanspruchung zwischen der Streckgrenze und der Höchstlast lag. Die übliche Zuglast von $^1/_{10}$ der Festigkeit macht in diesem Falle nur $^1/_5$—$^1/_{10}$ der Gesamtbeanspruchung aus. Diese wird jedenfalls viel stärker durch Änderung des Rollenradius als durch Änderung der Zuglast beeinflußt (s. w. u.).

Ein mehr theoretisches Interesse haben die in Abb. 9 wiedergegebenen Versuche an ausgeglühtem Kupfer (1a) bis zu $\sigma \sim 0{,}4\ \sigma_B$. Hier zeigt sich sogar, daß durch Lasten bis etwa $^1/_4$ der Höchstlast (6 kg/mm²) die Biegezahl n_{200} erheblich erhöht wird und diese erst bei größeren

[1] Die Materialien sind größtenteils von den verschiedenen Firmen kostenlos zur Verfügung gestellt, wofür ihnen auch an dieser Stelle gedankt sei. Die Versuche über den Einfluß der Zuglast wurden z. T. auch an geglühtem Kupfer (1a) vom Kabelwerk der AEG. und hartgezogenen Kupferdrähten von Basse & Selve von 3,1 mm Durchmesser (1) durchgeführt.

[1] n für $v = \frac{D+d}{d} = 200$.

Digitized by Google

Tafel 2. Vergleich der Biegezahlen bei verschiedenen Zugbelastungen.

Drahtsorte	Material	Draht d mm	Zugfestigkeit σ_B kg/mm²	Bruchquerschnittsverminderung %	Zahl der Hin- und Herbiegungen n_6 für $v=6$ bei den Spannungen in Bruchteilen von σ_B 0,025	0,05	0,1	0,2	n_{200} für $v=200$ bei den Spannungen in Bruchteilen von σ_B 0,025	0,05	0,1	0,2
1	Kupfer hart	3,09	43,0	41,0	—	—	—	—	7200	6530	7029	6290[1]
1a	„ weich	3,11	24,9	72,2	—	—	—	—	8490	8750	9100	12600
2	Elektrolytkupfer hart . .	0,497	46,8	67,4	$9^3/_4$	$8^1/_4$	$6^1/_2$	$4^1/_2$	—	—	—	—
2a	Elektrolytkupfer geglüht b. 500°	0,500	26,8	74,2	$17^1/_2$	$18^1/_4$	$15^1/_2$	12	—	—	—	—
3	Bronze hart	0,504	102,0	66,6	$14^1/_4$	$11^1/_2$	$8^1/_2$	6	**54970**	**56172**	**49716**	**45730**[2]
3a	Bronze geglüht bei 450° .	0,498	46,3	84,7	36	$33^1/_4$	$27^1/_4$	26	**27850**	—	**28105**	**22123**
4	Aluminium hart	0,494	15,8	83,4	$17^1/_4$	14	$10^3/_4$	$8^1/_2$	—	—	—	—
4a	Aluminium geglüht bei 370°	0,500	9,4	94,5	25	25	$19^1/_4$	14	—	—	—	—
5d	Duralumin hart (681 B veredelt)	1,01	51,6	36,5	5	$4^3/_4$	$4^1/_2$	$3^1/_2$	—	—	—	—
9	Elektron A 5	1,063	27,4	38,0	$1^1/_3$	$1^1/_3$	$1^1/_3$	$1^1/_4$	**13888**	**11533**	**11979**	**10649**
13	Stahl 0,65 C hart	0,975	163,0	55,4	$16^1/_4$	$13^1/_4$	$9^3/_4$	$7^1/_2$	**29716**	**29687**	**22026**	**20870**
		2,00	135,0	59,9	—	—	—	—	17130	15979	17097	14707

Lasten stark abfällt. Berücksichtigt man, daß der Draht, wie Abb. 9 zeigt, beim Versuch erheblich dünner und

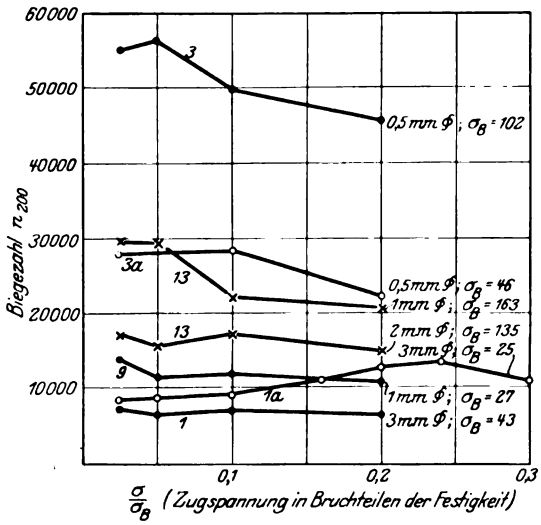


Abb. 7. Abhängigkeit der Biegezahl n_{200} von der Zugspannung.

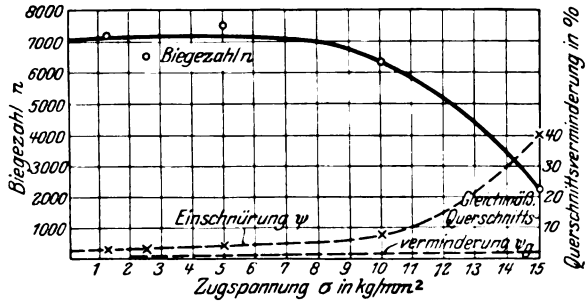


Abb. 8. Einfluß der Zugbelastung auf das Verhalten von hartgezogenem Kupferdraht bei Biegerollenversuchen. (σ_S = 20 kg/mm², σ_B = 43 kg mm², d = 3,09 mm, D = 600) Mittelwerte aus je 3 Versuchen.

länger wird, und daß bei größerem Krümmungsverhältnis v die Biegezahl des untersuchten Weichkupferdrahtes etwa im umgekehrten Verhältnis der Querschnitte höher

[1] Die Belastungen waren für Material 1 etwas höher, als am Kopf der Tabelle angegeben, und zwar: 0,029, 0,058, 0,116 und 0,233.

[2] Die fettgedruckten Biegezahlen n_{200} wurden mittels der Vorrichtung Abb. 3, die übrigen mittels der Vorrichtung Abb. 2 erhalten.

ausfällt als bei gleichbleibendem v[1], so wird das Maximum flacher, ohne jedoch ganz unterdrückt zu werden.

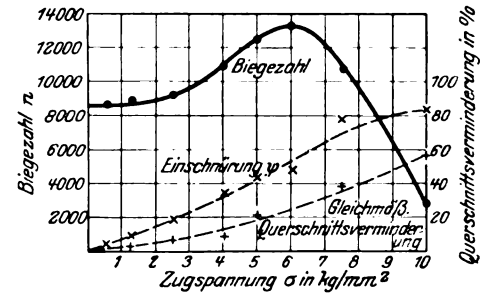


Abb. 9. Einfluß der Zugbelastung auf das Verhalten von geglühtem Kupferdraht bei Biegerollenversuchen. (σ_S = 6,5 kg/mm², σ_B = 24,9 kg/mm², d = 3,09 mm, D = 600) Mittelwerte aus je 3 Versuchen.

Man könnte geneigt sein, diese Erhöhung dem Einfluß der Kaltverformung durch die Dehnung zuzuschreiben. Ein hartgezogener Draht besitzt aber nach Abb. 8 geringere Biegezahlen als nach Abb. 9 der geglühte. Zur näheren Prüfung dieser Frage wurden noch einige geglühte Drähte durch Zug um verschiedene Beträge vorgereckt und geprüft. Wie Abb. 10 erkennen läßt, ist der Einfluß der Reckung zunächst gering, und bei stärkerer Reckung tritt deutlich Abfall der Biegezahl ein. (Die

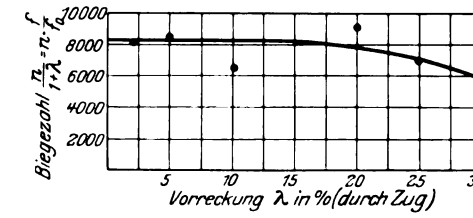


Abb. 10. Einfluß der Vorreckung durch Zug auf die Biegezahl von Kupfer bei Biegerollenversuchen. (d = 3,11 mm, D = 600 mm.)

Versuchswerte streuen stark, da nur je ein Versuch ausgeführt wurde.) Beim Auftragen ist von der Gesetzmäßigkeit Gebrauch gemacht, daß die durch Reckung dünner gewordenen Drähte entsprechend dem reziproken Querschnittsverhältnis höhere Biegezahlen n aufweisen

[1] Durch Versuche bei kleinen und großen Rollendurchmessern festgestellt.

Digitized by Google

und diese daher in Abb. 10 mit dem Querschnittsverhältnis $\frac{f}{f_0} = \frac{1}{1+\lambda}$ zu multiplizieren sind.

Die erhöhte Biegezahl der zugbelasteten geglühten Kupferdrähte kann also nicht auf den Einfluß der Kaltverformung an sich, sondern nur auf den besonderen der Reckung durch den Biegerollenversuch zurückgeführt werden. Wir sehen hier anscheinend ein Beispiel für die schon verschiedentlich festgestellte Tatsache, daß ein Stoff nach einer vorangegangenen Reckung („Reckfluß") sich gegenüber einer folgenden Verformung („Prüffluß"), die der ersten gleichgerichtet ist, widerstandsfähiger verhält als gegenüber einer andersartigen[1].

Für die nachfolgende Hauptuntersuchung ist von Bedeutung, daß auch beim Hart- und Weichkupfer (Abb. 8 und 9) die Biegezahlen bis zu Belastungen $\sigma = 0{,}1\ \sigma_B$ unverändert waren. Die äußeren Verformungen eines Drahtes beim Biegerollenversuch, also die Dehnung (oder gleichmäßige Querschnittsverminderung ψ_g) und die Einschnürung ψ (Bruchquerschnittsverminderung), sind nach Abb. 8 und 9 bei kleinen Zugspannungen gering. Mit zunehmender Zugbelastung wachsen sie jedoch schnell an; beim Hartkupfer erst von $\sigma = 0{,}2\ \sigma_B$ an. Die Dehnung eines weichen Kupferdrahtes (Abb. 9) kann dann sogar die Dehnung bei einem gewöhnlichen Zugversuch (gleichm. Querschnittsverminderung 35%) erheblich überschreiten[2]. Die Einschnürung ψ nähert sich mit steigender Zugbelastung dem Wert beim gewöhnlichen Zugversuch.

Auf den technologischen Biegeversuch (vgl. Abb. 6) hat eine zusätzliche Zugbelastung nach Abb. 11 einen ähnlichen Einfluß wie auf den Biegerollenversuch. Die Abnahme der Biegezahl mit wachsender Zugbeanspruchung macht sich indessen — wie bei der schärferen Krümmung der Drähte zu erwarten — bereits bei verhältnismäßig niedrigen Zuglasten (0,025—0,05 σ_B) geltend. Bei einigen Stoffen (4a, 11, 2a) tritt bis zu 0,05 σ_B kaum eine Änderung der Biegezahl gegenüber gewöhnlicher Versuchsführung (ohne zusätzliche Zuglast) auf. Die für $\sigma/\sigma_B = 0$ eingetragenen Punkte entsprechen anderen Drahtdicken des gleichen Materials (Tafel 3). Die Frage nach dem Einfluß von Zugspannungen unter $\sigma = 0{,}025\ \sigma_B$ bei technologischen Biegeproben wäre noch eingehender zu klären. An dieser Stelle wurde auf die weitere Feststellung dieses Einflusses verzichtet, da mit der vorhandenen Einrichtung Abb. 6 nur dünne Drähte geprüft werden konnten und die Biegeversuche bei sehr kleinen Zugspannungen schwer einwandfrei auszuführen sind.

Einfluß der Drahtstärke.

Bei verwickelteren Beanspruchungen ist es nicht ohne weiteres klar, wieweit an bestimmten Proben gewonnene Ergebnisse auf andere Probeabmessungen übertragen werden können. Vielfach wird man jedoch mit der Gültigkeit des Kickschen Ähnlichkeitsgesetzes rechnen können, wonach bei geometrisch ähnlichen Probekörpern gleichen Materials bei ähnlichen Formänderungen die gleichen Spannungsverhältnisse und Ergebnisse zu erwarten sind. Um die Gültigkeit des Ähnlichkeitsgesetzes für den Biegerollenversuch zu prüfen, wurden von jedem Material verschiedene Drähte von 0,5—3 mm Durch-

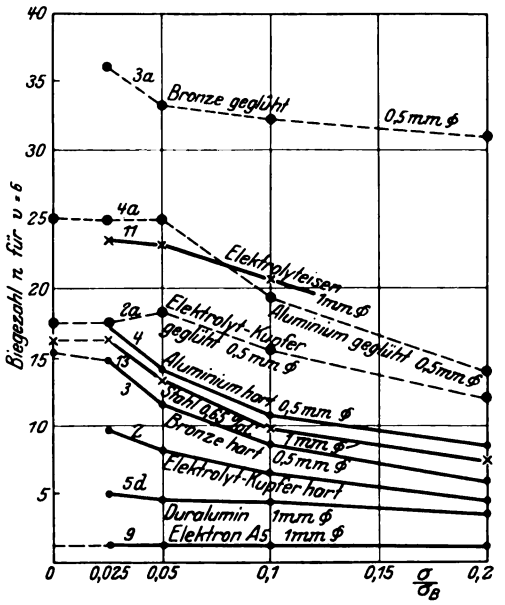


Abb. 11. Abhängigkeit der Biegezahl n_6 von der Zugbelastung bei Drähten von 0,5 bis 1 mm Durchmesser.

Tafel 3. Vergleich der Biegezahlen bei verschiedenen Drahtdicken.

Drahtsorte	Material	Drahtdurchmesser d mm	Zugfestigkeit kg/mm²	Bruchquerschnittsverminderung %	Zahl der Hin- und Herbiegungen n_6 für $\nu = 6$	Zahl der Hin- und Herbiegungen n_{200} für $\nu = 200$
2	Elektrolytkupfer hart	2,03	43,3	55,9	$7^1/_4$[1]	66700
		3,01	44,4	52,8	$8^1/_4$	77700
3	Bronze hart	0,504	102,0	66,6	—	49716[2]
		2,02	76,3	71,9	$18^1/_4$	33200
		3,00	89,8	55,4	$12^1/_2$	37560
3a	Bronze, geglüht bei 450°	0,498	46,3	84,7	—	28105[2]
		2,02	44,0	83,5	17	13970
		3,02	45,9	77,7	23	12000
4	Aluminium hart	2,02	19,6	80,0	12	4600
		3,02	18,4	75,9	13	4450
4a	Aluminium, geglüht bei 370°	2,03	9,4	92,4	$26^1/_2$	10020
		3,02	8,3	91,9	$24^1/_4$	12240
9	Elektron A 5	1,063	27,4	38,0	—	11979[2]
		2,11	27,9	43,0	$1^1/_2$	11570
		3,08	27,4	39,0	$1^1/_4$	12400
11	Elektrolyteisen	2,03	28,9	75,5	29	10730
		2,95	28,6	77,0	28	10400
13	Stahl 0,65% C, hart	0,975	163,0	56,4	—	22026[2]
		2,00	135,0	59,9	$15^1/_2$	17097
		2,99	144,0	55,7	$16^3/_4$	18460

[1] Anbrüche bereits bei niedrigeren Biegezahlen.

[2] Siehe Tafel 2, Anm. 2. Beachte, daß die Prüfung der dünnen Drähte nach Abb. 3 schärfer ist als die der dicken nach Abb. 2, indem der kürzere Draht (Abb. 3) sich beim Abwickeln von einer Rolle auf die andere weniger verwinden kann als der längere (Abb. 2). Bei Prüfung sämtlicher Drähte nach Abb. 3 hätten sich daher vermutlich noch größere Unterschiede in den Biegezahlen dünner und dicker Drähte ergeben.

[1] W. v. Moellendorff u. J. Czochralski: Z. V. d. I. 57, S. 931—935 (1913); G. Sachs u. E. Schiebold: Z. V. d. I. 69, S. 1557—1561, 1601—1604 (1925).

[2] J. Seigle: Rev. Ind. min. 4, S. 65—74 (1923); vgl. Stahleisen 43, S. 699 (1923); H. Sieglerschmidt: Z. techn. Phys. 5, S. 79—83 (1924). (Nach Versuchen W. v. Moellendorffs.)

Digitized by Google

messer bei dem gleichen Krümmungsverhältnis v untersucht. Allerdings waren die Festigkeitseigenschaften der verschieden starken Drähte nach Tafel 3 nicht in allen Fällen gleich, so daß ein strenger Vergleich der Zahlen beeinträchtigt ist. In den Ergebnissen für 2 und 3 mm starke Drähte in Tafel 3 ist ein Einfluß der Drahtdicke nicht zu erkennen, einige dünnere Drähte ergaben dagegen merklich höhere Biegezahlen. Bei den Materialien 3 und 13 ist dieser Unterschied zwanglos auf die höhere Festigkeit der dünnen Drähte zurückzuführen; auffällig sind nur die Unterschiede in den Biegezahlen der geglühten Bronzedrähte 3a. Hier dürfte eine Nachprüfung der Versuchswerte — insbesondere auch bezüglich des Einflusses des Glühens der Drähte — wünschenswert sein. Die Frage nach dem Einfluß der Drahtdicke bedarf hiernach noch einer eingehenderen Untersuchung, als es im Rahmen der vorliegenden Arbeit möglich war.

Biegerollenversuch und Hin- und Herbiegeversuch.

Die Ergebnisse der in der Hauptuntersuchung ausgeführten Biegerollenversuche sind in Zahlentafel 4 zusammengestellt. Im allgemeinen wurden mit Rücksicht auf den besseren Vergleich der Ergebnisse untereinander nur 2 mm dicke Drähte der Materialien 1—16 geprüft. Außerdem enthält die Tafel unter Nr. 17—23 einen Teil der an Seildrähten der Fa. Troitzsch erhaltenen Ergebnisse, über die an anderem Orte bereits berichtet wurde[1].

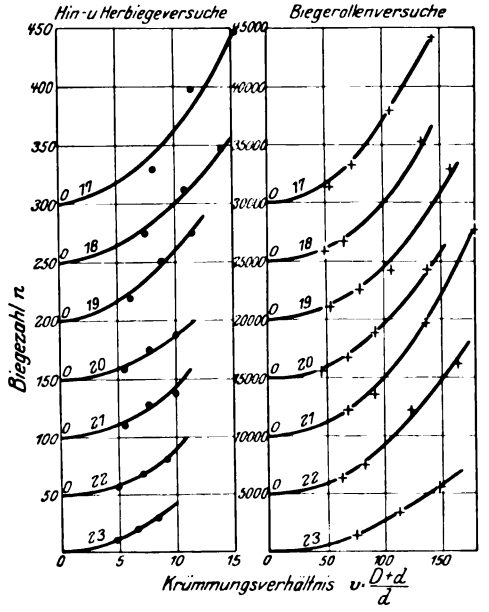


Abb. 12. Abhängigkeit der Biegezahl n vom Krümmungsverhältnis v bei den Seildrähten von Troitzsch & Co.

In Abb. 12 sind die Biegezahlen der besonders eingehend untersuchten Stahldrähte 17—23 in Abhängigkeit vom Krümmungsverhältnis $v = \frac{D+d}{d}$ aufgetragen. Die beim technologischen Hin- und Herbiegeversuch gewonnenen Werte sind durch das Zeichen •, die beim Biegerollenversuch erhaltenen durch das Zeichen + wiedergegeben.

[1] H. Sieglerschmidt: Z. V. d. I. 71, S. 517—520 (1927).

Wie die logarithmische Darstellung (Abb. 13) der gleichen Versuche wie in Abb. 12 erkennen läßt, liegen die Versuchspunkte praktisch auf einer Geraden. Bei den weiteren Versuchen haben wir uns daher entsprechend Abb. 14 begnügt, Hin- und Herbiegeversuche mit zwei verschiedenen Krümmungsverhältnissen $v = 6$ und 11 und Biegerollenversuche mit $v = 200$ durchzuführen. Auch hier liegen die Versuchspunkte näherungsweise auf Geraden.

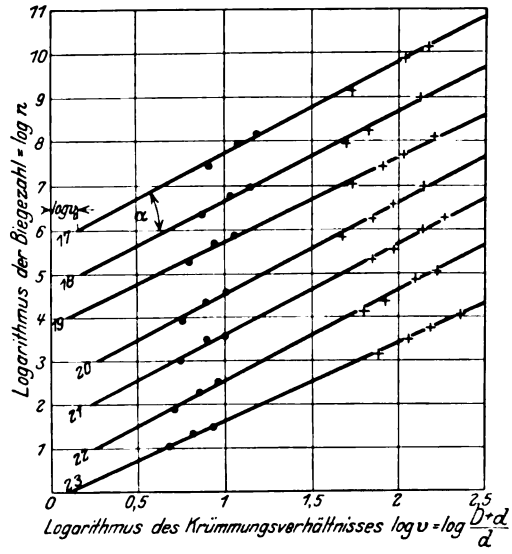


Abb. 13. Abhängigkeit der Biegezahl vom Krümmungsverhältnis bei den Seildrähten von Troitzsch & Co. (in logarithmischer Darstellung).

Die Biegezahl n läßt sich daher nach Abb. 13 und 14 in Abhängigkeit vom Krümmungsverhältnis v durch die einfache Beziehung wiedergeben:

$$n = \left(\frac{v}{v_0}\right)^c \qquad (1)$$

wo v_0 und c Konstanten darstellen.

Die Bedeutung der beiden Stoffkonstanten v_0 und c ist, wie Abb. 15 und 16 zeigen, eine sehr durchsichtige; $\frac{1}{v_0}$ entspricht im wesentlichen der Biegezahl n_6 bei dem kleinsten verwendeten Krümmungsradius, c dem Verhältnis $\frac{n_{200}}{n_6}^{\frac{1}{}}$. Für die weitere Auswertung dieser Versuche, bei denen gleiche Krümmungsverhältnisse v verwendet worden sind, ist es durchsichtiger, die unmittelbaren Versuchswerte n_6 und n_{200} zu verfolgen. Die Verwendung der Konstanten v und c gestattet aber auch, Versuche unter verschiedenartigen Bedingungen miteinander zu vergleichen. Die Konstanten v_0 und c können den Geraden in Abb. 13 und 14 leicht abgegriffen werden: v_0 ist der v-Wert für $n = 1$, c die Neigung der Geraden.

In der Zahlentafel 4 sind die so ermittelten Werte $\frac{1}{v_0}$ und c für die einzelnen Materialien eingetragen; mit ihnen sind gemäß (1) die Ausgleichslinien für die Versuchspunkte • und + des linken und rechten Teils der Abb. 12 berechnet.

[1] Nach Gleichung (1) ist $n_{200} = \left(\frac{200}{v_0}\right)^c$, $n_6 = \left(\frac{6}{v_0}\right)^c$, somit $\frac{n_{200}}{n_6} = \left(\frac{200}{6}\right)^c$ also $c = 0{,}65 \log \frac{n_{200}}{n_6}$, entsprechend der eingezeichneten Ausgleichslinien der Versuchspunkte in Abb. 16.

Digitized by Google

Tafel 4. Ergebnisse der Zug- und Biegeversuche.

Drahtsorte		Material	Draht ⌀ d mm	Festigkeitseigenschaften bei Zugversuchen: Festigkeit σ_B kg/mm²	Bruchquerschnittsverminderung ψ %	Gleichmäßige Querschnittsverminderung ψ_g %	Elastizitätsmodul E[1] t/mm²	$\psi \cdot (E+10)$	$\frac{\sigma_B}{E} \cdot 10^3$	Zahl der Hin- und Herbiegungen[2]: n_6 für v = 6	±	n_{11} für v = 11	±	n_{200} für v = 200	±	$\frac{n_{11}}{n_6}$	$\frac{n_{200}}{n_6}$	Konstanten der Beziehung $n=\left(\frac{v}{v_0}\right)C$: $\frac{1}{v_0}$	C
2	●	Elektrolyt-Cu hart	2,03	43,3	55,9	3,7	12,5	1260	3,47	[7¼][3]	¼	20¼	3	6670	1500	2,80	920	0,45	1,96
2a	◉	„ geglüht	2,03	24,9	74,2	30,7	12,5	1610	1,99	17½	2	38	5	8240	200	2,17	470	0,76	1,79
3	●	Bronze hart	2,02	76,3	71,9	1,1	11,7	1710	6,52	18¼	1	50	5	33200	2000	3,74	1820	0,59	2,18
3a	◉	„ geglüht	2,05	44,0	83,5	34,7	13,8	1780	3,19	17		47	5	13970	700	2,77	820	0,69	1,94
4	●	Aluminium hart	2,02	19,6	80,0	1,0	7,2	1370	2,72	[12][3]	1	[24][3]	3	4600	800	2	380	0,59	1,77
4a	◉	„ geglüht	2,03	9,36	92,4	27,2	7,2	1590	1,30	26½		[87][3]	3	11020	1500	3,28	420	1,13	1,72
5a	◉	Dur-Al. 681 B geglüht	2,01	21,5	67,4	5,4	6,7	1130	3,22	11½	½	[34½][3]	4	5780	1600	3	500	0,65	1,77
5b	●	„ hart	2,00	29,0	49,6	0	6,7	830	4,33	8	1	26½	1	5660	1000	3,31	710	0,52	1,86
5c	◉	„ veredelt	2,02	47,2	48,3	10,2	6,7	810	7,05	4¼	¾	14¼	2	12540	1000	3,36	3000	0,30	2,30
5d	●	„ vered. u. hart	2,01	50,6	27,8	2,6	6,7	470	7,56	4	1	17½	3	18450	2000	4,38	4600	0,29	2,42
9	●	Elektron AS	2,11	27,9	45,4	11,8	4,5	660	6,20	1½	½	4½	¾	11570	2000	3	7700	0,18	2,62
10	●	Elektron hart	2,53	30,9	39,8	10,7	4,5	580	6,87	1¼[5]	0	—		14830[6]	1000	—	11800	0,15	3,02
11	×	Elektrolyteisen	2,03	28,9	75,5	21,0	21,5	2370	1,34	9	2	63	6	10730	900	2,74	370	1,00	1,76
12	×	Flußeisen hart	2,02	96,8	44,2	1,3	21,5	1390	4,50	9¼	¼	52	1	17940	2000	5,63	1940	0,55	2,09
12a	⊗	„ geglüht	2,02	39,6	79,1	22,0	21,5	2490	1,84	20	3	55	2	14430	1100	2,75	720	0,79	1,89
13	×	Stahl 0,65% C hart	2,00	135,0	59,9	0	21,5	1890	6,80	15½	1	56	4	18950	1000	3,61	1220	0,66	2,02
13a	⊗	„ geglüht	2,00	64,9	43,1	12,5	21,5	1350	3,02	9½	½	31½	3½	15360	2000	3,32	1620	0,48	2,12
14	×	V 2 A-Stahl hart	2,00	123,0	69,5	0	19,5	2190	6,33	11	¾	33	3	26260	4000	3	2380	0,46	2,14
14a	⊗	„ geglüht	2,00	84,8	72,4	23,1	19,5	2280	4,35	14	½	45	2	12980	2500	3,21	930	0,65	1,95
15	×	Stahl-Seil-[4] 0,55%C hart	1,98	143	55,8	0,8	21,5	1750	6,65	15½	½	68	—	23740	3000	4,38	1530	0,68	2,05
15a	⊗	draht von „ geglüht	1,98	63,1	47,5	17,9	21,5	1490	2,94	12	2	54	—	14460	200	4,50	1200	0,65	1,97
16	×	Felten & 0,77%C hart	1,98	178,0	56,1	1,8	21,5	1770	8,28	16½	1	67	—	28770	2500	4,06	1740	0,66	2,10
16a	⊗	Guilleaume „ geglüht	1,98	69,0	32,8	12,3	21,5	1030	3,21	9¼	1	39	—	13380	1000	4,22	1450	0,51	2,05
17	+	0,50%C	1,41	188	56	—	21,5	1760	8,74	19¾	—	70	—	29850	—	3,54	1510	0,70	2,08
18	+	0,34 „	1,53	128	53	—	21,5	1670	5,95	17	—	58	—	21100	—	3,43	1260	0,67	2,03
19	+	Stahl-[4] Seildraht 0,52 „	1,91	138	56	—	21,5	1760	6,42	20¼	—	65	—	17370	—	3,20	850	0,80	1,92
20	+	hart von 0,62 „	2,23	161	48	—	21,5	1510	7,48	11¾	—	43	—	18800	—	3,65	1590	0,54	2,10
21	+	Troitzch & Co. 0,75 „	2,23	204	49	—	21,5	1540	9,48	17¼	—	58	—	26100	—	3,35	1510	0,63	2,07
22	+	0,69 „	2,45	147	49	—	21,5	1540	6,83	12¼	—	43	—	17780	—	3,49	1450	0,56	2,07
23	+	0,059„	2,70	45,3	72	—	21,5	2270	2,11	16½	—	50	—	10000	—	3,03	603	0,78	1,82

[1] Nach Sachs, Landolt-Börnstein: Erg.-Bd. 1927. Für Elektron und V$_2$A-Stahl wurde E besonders ermittelt.

[2] Für Drahtsorte 17÷23 berechnet aus $n = \left(\frac{v}{v_0}\right) c$.

[3] Anbrüche bereits bei niedrigeren Biegezahlen.

[4] Von den bereits früher (Z. V. d. I. 1927, S. 517—520) geprüften Seildrähten sind hier nur solche angeführt, die an den Rollen bzw. Schwingen befestigt waren und sich daher bei der Biegung nicht verwinden konnten. [5] Für $v = 6{,}9$. [6] Für $v = 159$.

Digitized by Google

Tafel 2. Vergleich der Biegezahlen bei verschiedenen Zugbelastungen.

Drahtsorte	Material	Draht d mm	Zugfestigkeit σ_B kg/mm²	Bruchquerschnittsverminderung %	Zahl der Hin- und Herbiegungen n_6 für $v=6$ bei den Spannungen in Bruchteilen von σ_B 0,025	0,05	0,1	0,2	n_{200} für $v=200$ bei den Spannungen in Bruchteilen von σ_B 0,025	0,05	0,1	0,2
1	Kupfer hart	3,09	43,0	41,0	—	—	—	—	7200	6530	7029	6290[1]
1a	„ weich	3,11	24,9	72,2	—	—	—	—	8490	8750	9100	12600
2	Elektrolytkupfer hart . .	0,497	46,8	67,4	$9^3/_4$	$8^1/_4$	$6^1/_2$	$4^1/_2$	—	—	—	—
2a	Elektrolytkupfer geglüht b. 500°	0,500	26,8	74,2	$17^1/_2$	$18^1/_4$	$15^1/_2$	12	—	—	—	—
3	Bronze hart	0,504	102,0	66,6	$14^1/_4$	$11^1/_2$	$8^1/_2$	6	**54970**	**56172**	**49716**	**45780**[2]
3a	Bronze geglüht bei 450° .	0,498	46,3	84,7	36	$33^1/_4$	$27^1/_4$	26	**27850**	—	**28105**	**22123**
4	Aluminium hart	0,494	15,8	83,4	$17^1/_4$	14	$10^3/_4$	$8^1/_2$	—	—	—	—
4a	Aluminium geglüht bei 370°	0,500	9,4	94,5	25	25	$19^1/_4$	14	—	—	—	—
5d	Duralumin hart (681 B veredelt)	1,01	51,6	36,5	5	$4^3/_4$	$4^1/_2$	$3^1/_2$	—	—	—	—
9	Elektron A 5	1,063	27,4	38,0	$1^1/_3$	$1^1/_3$	$1^1/_3$	$1^1/_4$	**13888**	**11533**	**11979**	**10649**
13	Stahl 0,65 C hart	0,975	163,0	55,4	$16^1/_4$	$13^1/_4$	$9^3/_4$	$7^1/_2$	**29716**	**29687**	**22026**	**20870**
		2,00	135,0	59,9	—	—	—	—	17130	15979	17097	14707

Lasten stark abfällt. Berücksichtigt man, daß der Draht, wie Abb. 9 zeigt, beim Versuch erheblich dünner und

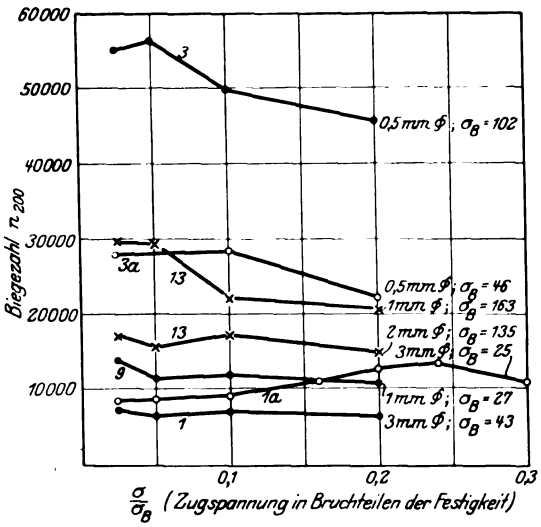


Abb. 7. Abhängigkeit der Biegezahl n_{200} von der Zugspannung.

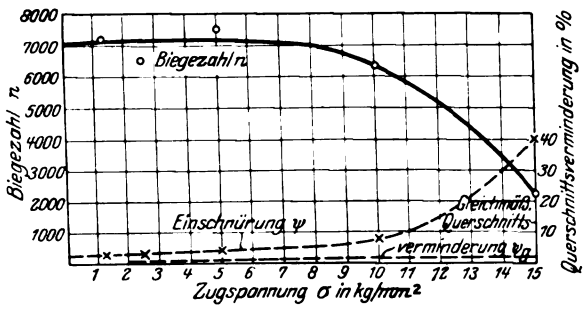


Abb. 8. Einfluß der Zugbelastung auf das Verhalten von hartgezogenem Kupferdraht bei Biegerollenversuchen. (σ_S = 20 kg/mm², σ_B = 43 kg/mm², d = 3,09 mm, D = 600) Mittelwerte aus je 3 Versuchen.

länger wird, und daß bei größerem Krümmungsverhältnis v die Biegezahl des untersuchten Weichkupferdrahtes etwa im umgekehrten Verhältnis der Querschnitte höher

[1] Die Belastungen waren für Material 1 etwas höher, als am Kopf der Tabelle angegeben, und zwar: 0,029, 0,058, 0,116 und 0,233.

[2] Die fettgedruckten Biegezahlen n_{200} wurden mittels der Vorrichtung Abb. 3, die übrigen mittels der Vorrichtung Abb. 2 erhalten.

ausfällt als bei gleichbleibendem v[1], so wird das Maximum flacher, ohne jedoch ganz unterdrückt zu werden.

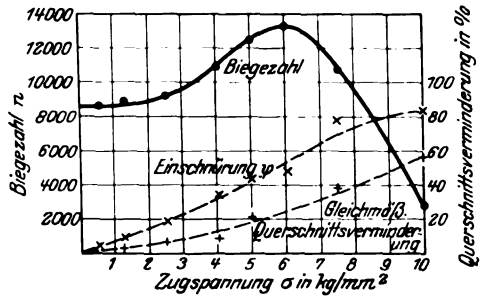


Abb. 9. Einfluß der Zugbelastung auf das Verhalten von geglühtem Kupferdraht bei Biegerollenversuchen. (σ_S = 6,5 kg/mm², σ_B = 24,9 kg/mm², d = 3,09 mm, D = 600) Mittelwerte aus je 3 Versuchen.

Man könnte geneigt sein, diese Erhöhung dem Einfluß der Kaltverformung durch die Dehnung zuzuschreiben. Ein hartgezogener Draht besitzt aber nach Abb. 8 geringere Biegezahlen als nach Abb. 9 der geglühte. Zur näheren Prüfung dieser Frage wurden noch einige geglühte Drähte durch Zug um verschiedene Beträge vorgereckt und geprüft. Wie Abb. 10 erkennen läßt, ist der Einfluß der Reckung zunächst gering, und bei stärkerer Reckung tritt deutlich Abfall der Biegezahl ein. (Die

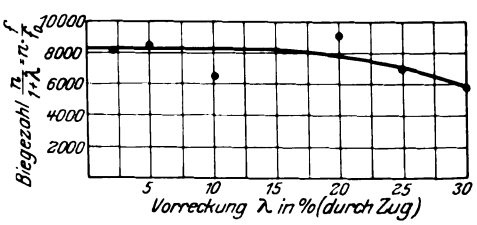


Abb. 10. Einfluß der Vorreckung durch Zug auf die Biegezahl von Kupfer bei Biegerollenversuchen. (d = 3,11 mm, D = 600 mm.)

Versuchswerte streuen stark, da nur je ein Versuch ausgeführt wurde.) Beim Auftragen ist von der Gesetzmäßigkeit Gebrauch gemacht, daß die durch Reckung dünner gewordenen Drähte entsprechend dem reziproken Querschnittsverhältnis höhere Biegezahlen n aufweisen

[1] Durch Versuche bei kleinen und großen Rollendurchmessern festgestellt.

Digitized by Google

und diese daher in Abb. 10 mit dem Querschnittsverhältnis $\frac{f}{f_0} = \frac{1}{1+\lambda}$ zu multiplizieren sind.

Die erhöhte Biegezahl der zugbelasteten geglühten Kupferdrähte kann also nicht auf den Einfluß der Kaltverformung an sich, sondern nur auf den besonderen der Reckung durch den Biegerollenversuch zurückgeführt werden. Wir sehen hier anscheinend ein Beispiel für die schon verschiedentlich festgestellte Tatsache, daß ein Stoff nach einer vorangegangenen Reckung („Reckfluß") sich gegenüber einer folgenden Verformung („Prüffluß"), die der ersten gleichgerichtet ist, widerstandsfähiger verhält als gegenüber einer andersartigen[1].

Für die nachfolgende Hauptuntersuchung ist von Bedeutung, daß auch beim Hart- und Weichkupfer (Abb. 8 und 9) die Biegezahlen bis zu Belastungen $\sigma = 0{,}1\ \sigma_B$ unverändert waren. Die äußeren Verformungen eines Drahtes beim Biegerollenversuch, also die Dehnung (oder gleichmäßige Querschnittsverminderung ψ_g) und die Einschnürung ψ (Bruchquerschnittsverminderung), sind nach Abb. 8 und 9 bei kleinen Zugspannungen gering. Mit zunehmender Zugbelastung wachsen sie jedoch schnell an; beim Hartkupfer erst von $\sigma = 0{,}2\ \sigma_B$ an. Die Dehnung eines weichen Kupferdrahtes (Abb. 9) kann dann sogar die Dehnung bei einem gewöhnlichen Zugversuch (gleichm. Querschnittsverminderung 35%) erheblich überschreiten[2]. Die Einschnürung ψ nähert sich mit steigender Zugbelastung dem Wert beim gewöhnlichen Zugversuch.

Auf den technologischen Biegeversuch (vgl. Abb. 6) hat eine zusätzliche Zugbelastung nach Abb. 11 einen ähnlichen Einfluß wie auf den Biegerollenversuch. Die Abnahme der Biegezahl mit wachsender Zugbeanspruchung macht sich indessen — wie bei der schärferen Krümmung der Drähte zu erwarten — bereits bei verhältnismäßig niedrigen Zuglasten (0,025—0,05 σ_B) geltend. Bei einigen Stoffen (4a, 11, 2a) tritt bis zu 0,05 σ_B kaum eine Änderung der Biegezahl gegenüber gewöhnlicher Versuchsführung (ohne zusätzliche Zuglast) auf. Die für $\sigma/\sigma_B = 0$ eingetragenen Punkte entsprechen anderen Drahtdicken des gleichen Materials (Tafel 3). Die Frage nach dem Einfluß von Zugspannungen unter $\sigma = 0{,}025\ \sigma_B$ bei technologischen Biegeproben wäre noch eingehender zu klären. An dieser Stelle wurde auf die weitere Feststellung dieses Einflusses verzichtet, da mit der vorhandenen Einrichtung Abb. 6 nur dünne Drähte geprüft werden konnten und die Biegeversuche bei sehr kleinen Zugspannungen schwer einwandfrei auszuführen sind.

Einfluß der Drahtstärke.

Bei verwickelteren Beanspruchungen ist es nicht ohne weiteres klar, wieweit an bestimmten Proben gewonnene Ergebnisse auf andere Probeabmessungen übertragen werden können. Vielfach wird man jedoch mit der Gültigkeit des Kickschen Ähnlichkeitsgesetzes rechnen können, wonach bei geometrisch ähnlichen Probekörpern gleichen Materials bei ähnlichen Formänderungen die gleichen Spannungsverhältnisse und Ergebnisse zu erwarten sind. Um die Gültigkeit des Ähnlichkeitsgesetzes für den Biegerollenversuch zu prüfen, wurden von jedem Material verschiedene Drähte von 0,5—3 mm Durch-

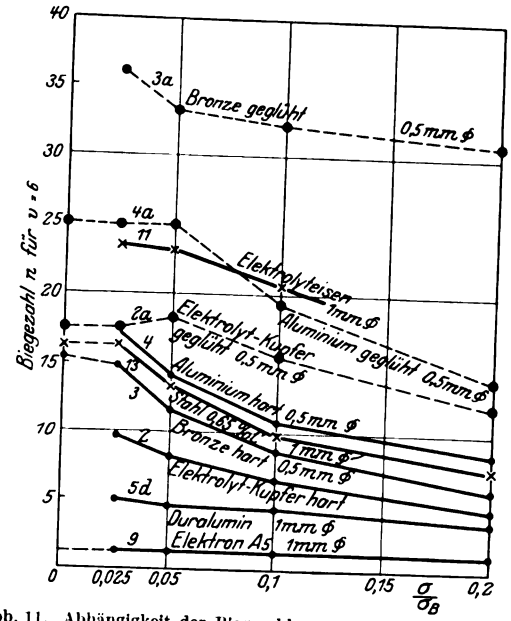


Abb. 11. Abhängigkeit der Biegezahl n_6 von der Zugbelastung bei Drähten von 0,5 bis 1 mm Durchmesser.

Tafel 3. Vergleich der Biegezahlen bei verschiedenen Drahtdicken.

Drahtsorte	Material	Draht-⌀ d mm	Zugfestigkeit kg/mm²	Bruchquerschnittsverminderung %	Zahl der Hin- und Herbiegungen n_6 für $\nu = 6$	Zahl der Hin- und Herbiegungen n_{200} für $\nu = 200$
2	Elektrolytkupfer hart	2,03	43,3	55,9	$7^1/_4$[1]	66700
		3,01	44,4	52,8	$8^1/_4$	77700
3	Bronze hart	0,504	102,0	66,6	—	49716[2]
		2,02	76,3	71,9	$18^1/_4$	33200
		3,00	89,8	55,4	$12^1/_2$	37560
3a	Bronze, geglüht bei 450°	0,498	46,3	84,7	—	28105[2]
		2,02	44,0	83,5	17	13970
		3,02	45,9	77,7	23	12000
4	Aluminium hart	2,02	19,6	80,0	12	4600
		3,02	18,4	75,9	13	4450
4a	Aluminium, geglüht bei 370°	2,03	9,4	92,4	$26^1/_2$	10020
		3,02	8,3	91,9	$24^1/_4$	12240
9	Elektron A 5	1,063	27,4	38,0	—	11979[2]
		2,11	27,9	43,0	$1^1/_2$	11570
		3,08	27,4	39,0	$1^1/_4$	12400
11	Elektrolyteisen	2,03	28,9	75,5	29	10730
		2,95	28,6	77,0	28	10400
13	Stahl 0,65% C, hart	0,975	163,0	56,4	—	22026[2]
		2.00	135,0	59,9	$15^1/_2$	17097
		2,99	144,0	55,7	$16^3/_4$	18460

[1] Anbrüche bereits bei niedrigeren Biegezahlen.

[2] Siehe Tafel 2, Anm. 2. Beachte, daß die Prüfung der dünnen Drähte nach Abb. 3 schärfer ist als die der dicken nach Abb. 2, indem der kürzere Draht (Abb. 3) sich beim Abwickeln von einer Rolle auf die andere weniger verwinden kann als der längere (Abb. 2). Bei Prüfung sämtlicher Drähte nach Abb. 3 hätten sich daher vermutlich noch größere Unterschiede in den Biegezahlen dünner und dicker Drähte ergeben.

[1] W. v. Moellendorff u. J. Czochralski: Z. V. d. I. 57, S. 931—935 (1913); G. Sachs u. E. Schiebold: Z. V. d. I. 69, S. 1557—1561, 1601—1604 (1925).

[2] J. Seigle: Rev. Ind. min. 4, S. 65—74 (1923); vgl. Stahleisen 43, S. 699 (1923); H. Sieglerschmidt: Z. techn. Phys. 5, S. 79—83 (1924). (Nach Versuchen W. v. Moellendorffs.)

Digitized by Google

messer bei dem gleichen Krümmungsverhältnis v untersucht. Allerdings waren die Festigkeitseigenschaften der verschieden starken Drähte nach Tafel 3 nicht in allen Fällen gleich, so daß ein strenger Vergleich der Zahlen beeinträchtigt ist. In den Ergebnissen für 2 und 3 mm starke Drähte in Tafel 3 ist ein Einfluß der Drahtdicke nicht zu erkennen, einige dünnere Drähte ergaben dagegen merklich höhere Biegezahlen. Bei den Materialien 3 und 13 ist dieser Unterschied zwanglos auf die höhere Festigkeit der dünnen Drähte zurückzuführen; auffällig sind nur die Unterschiede in den Biegezahlen der geglühten Bronzedrähte 3a. Hier dürfte eine Nachprüfung der Versuchswerte — insbesondere auch bezüglich des Einflusses des Glühens der Drähte — wünschenswert sein. Die Frage nach dem Einfluß der Drahtdicke bedarf hiernach noch einer eingehenderen Untersuchung, als es im Rahmen der vorliegenden Arbeit möglich war.

Biegerollenversuch und Hin- und Herbiegeversuch.

Die Ergebnisse der in der Hauptuntersuchung ausgeführten Biegerollenversuche sind in Zahlentafel 4 zusammengestellt. Im allgemeinen wurden mit Rücksicht auf den besseren Vergleich der Ergebnisse untereinander nur 2 mm dicke Drähte der Materialien 1—16 geprüft. Außerdem enthält die Tafel unter Nr. 17—23 einen Teil der an Seildrähten der Fa. Troitzsch erhaltenen Ergebnisse, über die an anderem Orte bereits berichtet wurde[1].

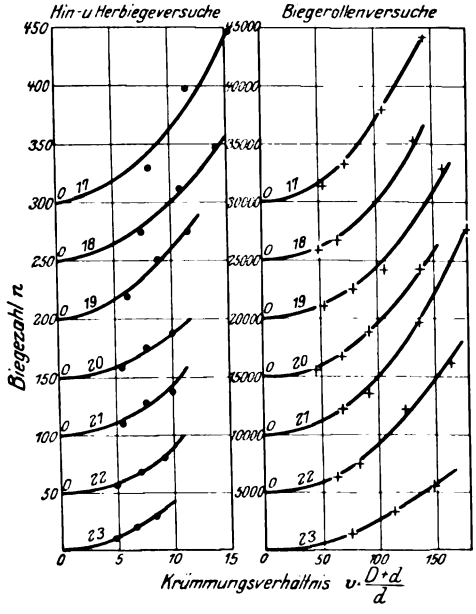


Abb. 12. Abhängigkeit der Biegezahl n vom Krümmungsverhältnis v bei den Seildrähten von Troitzsch & Co.

In Abb. 12 sind die Biegezahlen der besonders eingehend untersuchten Stahldrähte 17—23 in Abhängigkeit vom Krümmungsverhältnis $v = \frac{D+d}{d}$ aufgetragen. Die beim technologischen Hin- und Herbiegeversuch gewonnenen Werte sind durch das Zeichen •, die beim Biegerollenversuch erhaltenen durch das Zeichen + wiedergegeben.

[1] H. Sieglerschmidt: Z. V. d. I. 71, S. 517—520 (1927).

Wie die logarithmische Darstellung (Abb. 13) der gleichen Versuche wie in Abb. 12 erkennen läßt, liegen die Versuchspunkte praktisch auf einer Geraden. Bei den weiteren Versuchen haben wir uns daher entsprechend Abb. 14 begnügt, Hin- und Herbiegeversuche mit zwei verschiedenen Krümmungsverhältnissen $v = 6$ und 11 und Biegerollenversuche mit $v = 200$ durchzuführen. Auch hier liegen die Versuchspunkte näherungsweise auf Geraden.

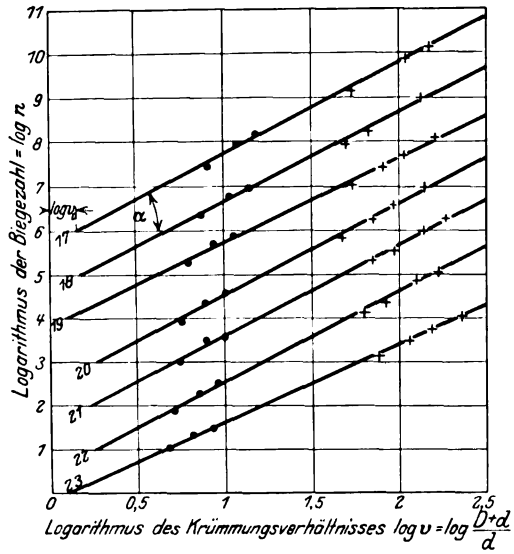


Abb. 13. Abhängigkeit der Biegezahl vom Krümmungsverhältnis bei den Seildrähten von Troitzsch & Co. (in logarithmischer Darstellung).

Die Biegezahl n läßt sich daher nach Abb. 13 und 14 in Abhängigkeit vom Krümmungsverhältnis v durch die einfache Beziehung wiedergeben:

$$n = \left(\frac{v}{v_0}\right)^c \qquad (1)$$

wo v_0 und c Konstanten darstellen.

Die Bedeutung der beiden Stoffkonstanten v_0 und c ist, wie Abb. 15 und 16 zeigen, eine sehr durchsichtige; $\frac{1}{v_0}$ entspricht im wesentlichen der Biegezahl n_6 bei dem kleinsten verwendeten Krümmungsradius, c dem Verhältnis $\frac{n_{200}}{n_6}$[1]. Für die weitere Auswertung dieser Versuche, bei denen gleiche Krümmungsverhältnisse v verwendet worden sind, ist es durchsichtiger, die unmittelbaren Versuchswerte n_6 und n_{200} zu verfolgen. Die Verwendung der Konstanten v und c gestattet aber auch, Versuche unter verschiedenartigen Bedingungen miteinander zu vergleichen. Die Konstanten v_0 und c können den Geraden in Abb. 13 und 14 leicht abgegriffen werden: v_0 ist der v-Wert für $n = 1$, c die Neigung der Geraden.

In der Zahlentafel 4 sind die so ermittelten Werte $\frac{1}{v_0}$ und c für die einzelnen Materialien eingetragen; mit ihnen sind gemäß (1) die Ausgleichslinien für die Versuchspunkte • und + des linken und rechten Teils der Abb. 12 berechnet.

[1] Nach Gleichung (1) ist $n_{200} = \left(\frac{200}{v_0}\right)^c$, $n_6 = \left(\frac{6}{v_0}\right)^c$, somit $\frac{n_{200}}{n_6} = \left(\frac{200}{6}\right)^c$ also $c = 0{,}65 \log \frac{n_{200}}{n_6}$, entsprechend der eingezeichneten Ausgleichslinien der Versuchspunkte in Abb. 16.

Digitized by Google

Tafel 4. Ergebnisse der Zug- und Biegeversuche.

Drahtsorte		Material	Draht ⌀ d mm	Festigkeitseigenschaften bei Zugversuchen: Festigkeit σ_B kg/mm²	Bruchquerschnittsverminderung ψ %	Gleichmäßige Querschnittsverminderung ψ_g %	Elastizitätsmodul E[1] t/mm²	$\psi \cdot (E+10)$	$\frac{\sigma_B}{E} \cdot 10^3$	Zahl der Hin- und Herbiegungen[2]: n_6 für v=6	±	n_{11} für v=11	±	n_{200} für v=200	±	$\frac{n_{11}}{n_6}$	$\frac{n_{200}}{n_6}$	Konstanten der Beziehung $n=\left(\frac{v}{v_0}\right)C$: $\frac{1}{v_0}$	C
2	●	Elektrolyt-Cu hart	2,03	43,3	55,9	3,7	12,5	1260	3,47	[7¼][3]	¼	20¼	3	6670	1500	2,80	920	0,45	1,96
2a	◉	„ geglüht	2,03	24,9	74,2	30,7	12,5	1610	1,99	17½	2	38	5	8240	200	2,17	470	0,76	1,79
3	●	Bronze hart	2,02	76,3	71,9	1,1	11,7	1710	6,52	18¼	1	50	5	33200	2000	3,74	1820	0,59	2,18
3a	◉	„ geglüht	2,05	44,0	83,5	34,7	13,8	1780	3,19	17		47	5	13970	700	2,77	820	0,69	1,94
4	●	Aluminium hart	2,02	19,6	80,0	1,0	7,2	1370	2,72	[12][3]	1	[24][3]	3	4600	800	2	380	0,59	1,77
4a	◉	„ geglüht	2,03	9,36	92,4	27,2	7,2	1590	1,30	26½		[87][3]	3	11020	1500	3,28	420	1,13	1,72
5a	◉	Dur-Al. 681 B geglüht	2,01	21,5	67,4	5,4	6,7	1130	3,22	11½	½	[34½][3]	4	5780	1600	3	500	0,65	1,77
5b	●	„ hart	2,00	29,0	49,6	0	6,7	830	4,33	8	1	26½	1	5660	1000	3,31	710	0,52	1,86
5c	◉	„ veredelt	2,02	47,2	48,3	10,2	6,7	810	7,05	4¼	¾	14¼	2	12540	1000	3,36	3000	0,30	2,30
5d	●	„ vered. u. hart	2,01	50,6	27,8	2,6	6,7	470	7,56	4	1	17½	3	18450	2000	4,38	4600	0,29	2,42
9	●	Elektron AS	2,11	27,9	45,4	11,8	4,5	660	6,20	1½	½	4½	¾	11570	2000	3	7700	0,18	2,62
10	●	Elektron hart	2,53	30,9	39,8	10,7	4,5	580	6,87	1¼[5]	0	—		14830[6]	1000	—	11800	0,15	3,02
11	×	Elektrolyteisen	2,03	28,9	75,5	21,0	21,5	2370	1,34	9	2	63	6	10730	900	2,74	370	1,00	1,76
12	×	Flußeisen hart	2,02	96,8	44,2	1,3	21,5	1390	4,50	9¼	¼	52	1	17940	2000	5,63	1940	0,55	2,09
12a	⊗	„ geglüht	2,02	39,6	79,1	22,0	21,5	2490	1,84	20	3	55	2	14430	1100	2,75	720	0,79	1,89
13	×	Stahl 0,65% C hart	2,00	135,0	59,9	0	21,5	1890	6,80	15½	1	56	4	18950	1000	3,61	1220	0,66	2,02
13a	⊗	„ geglüht	2,00	64,9	43,1	12,5	21,5	1350	3,02	9½	½	31½	3½	15360	2000	3,32	1620	0,48	2,12
14	×	V 2 A-Stahl hart	2,00	123,0	69,5	0	19,5	2190	6,33	11	¾	33	3	26260	4000	3	2380	0,46	2,14
14a	⊗	„ geglüht	2,00	84,8	72,4	23,1	19,5	2280	4,35	14	½	45	2	12980	2500	3,21	930	0,65	1,95
15	×	Stahl-Seil[4] 0,55%C hart	1,98	143	55,8	0,8	21,5	1750	6,65	15½	½	68	—	23740	3000	4,38	1530	0,68	2,05
15a	⊗	draht von „ geglüht	1,98	63.1	47,5	17,9	21,5	1490	2,94	12	2	54	—	14460	200	4,50	1200	0,65	1,97
16	×	Felten & 0,77%C hart	1,98	178,0	56,1	1,8	21,5	1770	8,28	16½	1	67	—	28770	2500	4,06	1740	0,66	2,10
16a	⊗	Guilleaume „ geglüht	1,98	69,0	32,8	12,3	21,5	1030	3,21	9¼	1	39	—	13380	1000	4,22	1450	0,51	2,05
17	+	0,50%C	1,41	188	56	—	21,5	1760	8,74	19¾	—	70	—	29850	—	3,54	1510	0,70	2,08
18	+	Stahl-[4] 0,34 „	1,53	128	53	—	21,5	1670	5,95	17	—	58	—	21100	—	3,43	1260	0,67	2,03
19	+	Seildraht 0,52 „	1,91	138	56	—	21,5	1760	6,42	20¼	—	65	—	17370	—	3,20	850	0,80	1,92
20	+	hart von 0,62 „	2,23	161	48	—	21,5	1510	7,48	11¾	—	43	—	18800	—	3,65	1590	0,54	2,10
21	+	Troitzch & Co. 0,75 „	2,23	204	49	—	21,5	1540	9,48	17¼	—	58	—	26100	—	3,35	1510	0,63	2,07
22	+	0,69 „	2,45	147	49	—	21,5	1540	6,83	12¼	—	43	—	17780	—	3,49	1450	0,56	2,07
23	+	0,059„	2,70	45,3	72	—	21,5	2270	2,11	16½	—	50	—	10000	—	3,03	603	0,78	1,82

[1] Nach Sachs, Landolt-Börnstein: Erg.-Bd. 1927. Für Elektron und V_2A-Stahl wurde E besonders ermittelt.

[2] Für Drahtsorte 17÷23 berechnet aus $n=\left(\frac{v}{v_0}\right)c$.

[3] Anbrüche bereits bei niedrigeren Biegezahlen.

[4] Von den bereits früher (Z. V. d. I. 1927, S. 517—520) geprüften Seildrähten sind hier nur solche angeführt, die an den Rollen bzw. Schwingen befestigt waren und sich daher bei der Biegung nicht verwinden konnten. [5] Für $v=6{,}9$. [6] Für $v=159$.

Digitized by Google

Wir entnehmen den Abb. 13 und 14 — wie auch der direkten Darstellung der Versuchswerte in Abb. 12 —, daß der Hin- und Herbiegeversuch mit wachsendem Krümmungsradius zwanglos in den Biegerollenversuch übergeht.

Es wurde noch versucht, Hin- und Herbiegeversuche bei ganz scharfer Krümmung ($v = 4{,}3$) durchzuführen. Die Ergebnisse waren jedoch, besonders für die weichen, geglühten Stoffe unbefriedigend. Die Versuchszahlen streuten sehr stark, die Proben knickten teilweise aus, und es schienen auch Quetschungen durch die Backen zu stören. Auf eine Wiedergabe der Versuchsergebnisse ist daher verzichtet.

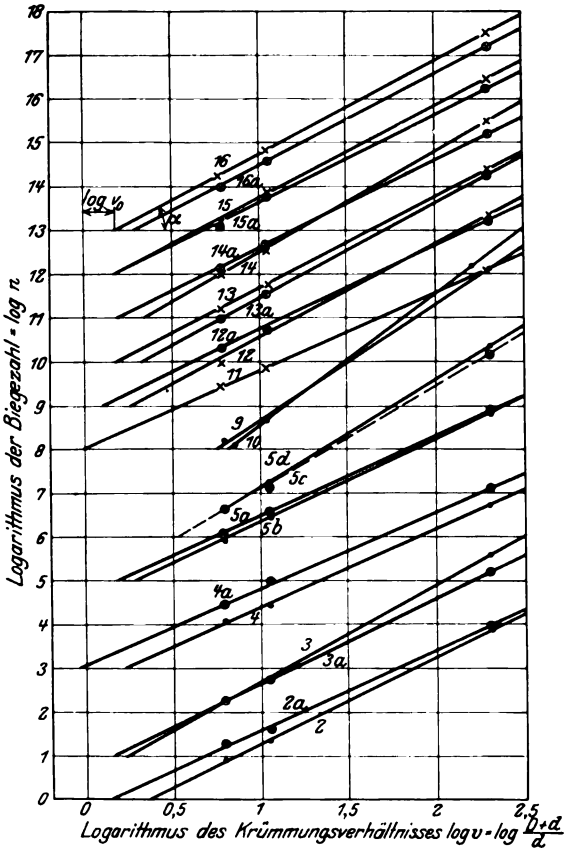


Abb. 14. Abhängigkeit der Biegezahl vom Krümmungsverhältnis (in logarithmischer Darstellung).

Biegeversuche bei Krümmungsverhältnissen v kleiner als 6 sind demnach nicht zu empfehlen.

Biegeversuche und Zugversuche.

Nach den Ergebnissen des vorangegangenen Abschnitts könnte man der Ansicht sein, daß eine Biegezahl stets die gleiche Bedeutung als Materialkennziffer hat, gleichgültig, ob sie durch den Biegerollenversuch oder durch den Hin- und Herbiegeversuch ermittelt worden ist. Dies ist aber, wie der Vergleich der Biegezahlen bei einer bestimmten Krümmung mit den wichtigsten Kennziffern der Zugversuche in Abb. 17—25 erkennen läßt, keineswegs der Fall. Vielmehr ändert sich die Bedeutung der Biegezahl stetig, aber weitgehend mit wachsendem Krümmungsverhältnis v.

Die Biegezahl n_6 beim Hin- und Herbiegeversuch bei kleinem Krümmungsdurchmesser zeigt nach Abb. 19 im wesentlichen den gleichen Verlauf wie die Einschnürung ψ beim Zugversuch. Die Biegezahl n_{200} bei Biegerollenversuchen ist dagegen nach Abb. 23 bei hoher Festigkeit σ_B im Durchschnitt größer als bei geringer. Andere Beziehungen, besonders solche zur gleichmäßigen Querschnittsverminderung ψ_g (Dehnung), Abb. 18 und 24, sind nicht feststellbar. Die Biegezahl bei mittlerer Krümmung (Abb. 20—22) läßt infolge ihrer Übergangsbedeutung mit keiner Kennziffer des Zugversuches einen einfachen Zusammenhang erkennen.

Auch die festgestellten Beziehungen in Abb. 19 und 23 sind wenig streng. Bei Abb. 19 ist die Streuung z. B. so groß, daß die gleiche Biegezahl zu Einschnürungen gehören kann, die im Verhältnis 1 : 2 verschieden sind.

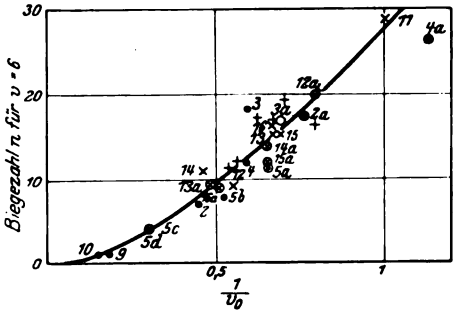


Abb. 15. Zusammenhang zwischen der Biegezahl n_6 und der Konstanten $\frac{1}{r_0}$.

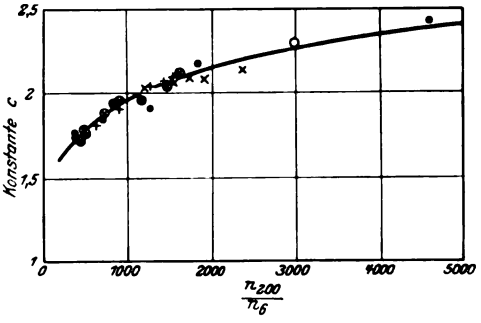


Abb. 16. Zusammenhang zwischen den Biegezahlen und der Konstanten c.

Hier besitzen die Stähle im Durchschnitt die höchsten, die Aluminium- und Magnesiumlegierungen die geringsten Werte. Wir erkennen schon hieraus, daß es keinen für alle Stoffe gültigen, ganz einfachen Zusammenhang gibt. Vielmehr wird es notwendig sein, gewisse Stoffgruppen für sich zu betrachten. Um eine zu weitgehende Aufteilung zu vermeiden und um dem Einfluß des Stoffes gerecht zu werden, ist daher im folgenden noch der Elastizitätsmodul E in die Beziehungen mit hereingebracht. Wir sehen z. B. in Abb. 26, daß sich die Beziehung zwischen der Biegezahl n_6 und der Einschnürung ψ (Abb. 19) wesentlich besser darstellen läßt, wenn an Stelle des Wertes ψ der Wert $\psi \cdot (E + 10)$[1] gesetzt wird.

Wird schließlich noch $\frac{1}{v}$ für n_6 gesetzt (Abb. 15), so ergibt sich die Darstellung in Abb. 27.

Eine besondere Bedeutung soll diesen verwickelten Verknüpfungen der verschiedenen Materialeigenschaften nicht zugeschrieben werden. Immerhin haben uns solche Darstellungen, die wir in der verschiedensten Weise durchgeführt haben, erst zur Einsicht in die wirklich

[1] E in t/mm^2 gemessen siehe **Tafel 4.**

Digitized by Google

gültigen Beziehungen verholfen und uns über die Grenzen ihrer Gültigkeit eine Vorstellung verschafft. Wir werden im nächsten Abschnitt noch auf einige Verknüpfungsversuche näher eingehen.

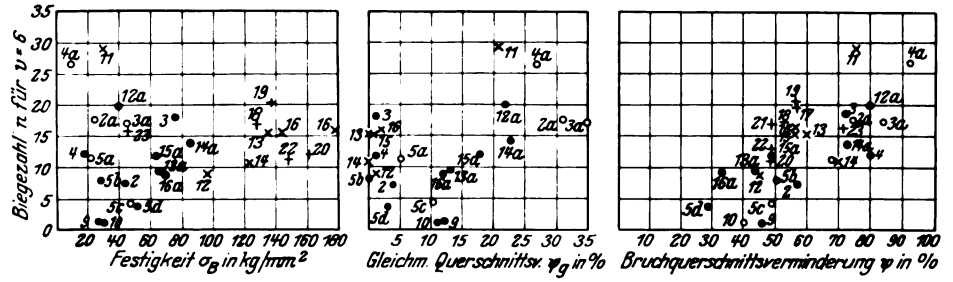


Abb. 17. Abb. 18. Abb. 19.

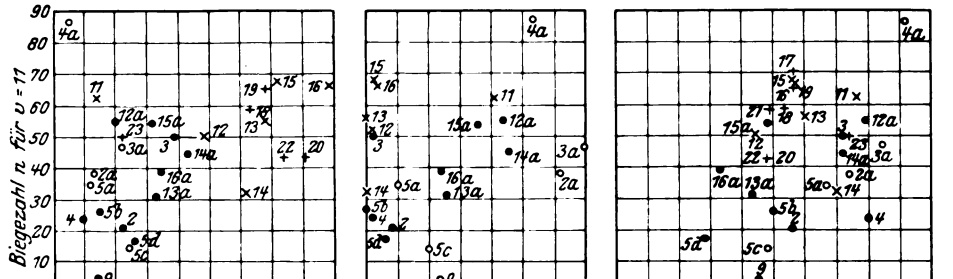


Abb. 20. Abb. 21. Abb. 22.

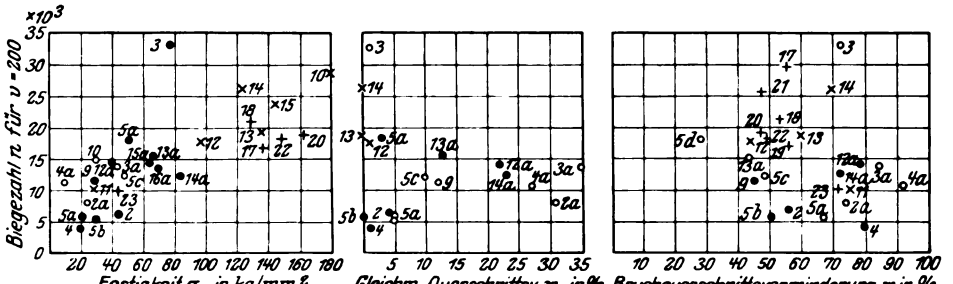


Abb. 23. Abb. 24. Abb. 25.

Abb. 17—25. Zusammenhang zwischen Biegezahlen beim Hin- und Herbiegeversuch und Festigkeitseigenschaften beim Zugversuch.
a) Mit scharfer Krümmung. b) Mit mittlerer Krümmung. c) Mit schwacher Krümmung.

Biegerollenversuch und Abnahmeprüfung.

Ehe wir zur Prüfung übergehen, ob der Biegerollenversuch durch die Kenntnis der Festigkeit und Biegezahl beim Hin- und Herbiegeversuch vollwertig ersetzt wird,

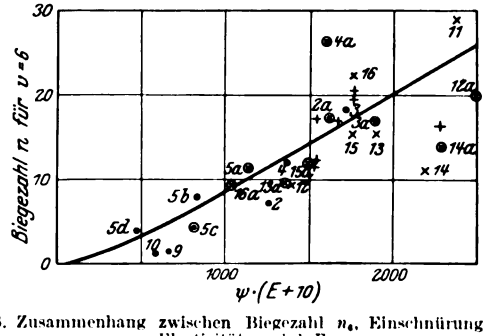


Abb. 26. Zusammenhang zwischen Biegezahl n_6, Einschnürung ψ und Elastizitätsmodul E.

fassen wir die wichtigsten Ergebnisse noch einmal kurz zusammen.

Die Zugbeanspruchung des Drahtes beim Biegen hat sich nach Abb. 7—10 bei dicken Seildrähten (Kupfer, Bronze, Stahl) von geringem Einfluß erwiesen, solange sie etwa $^1/_{10}$ der Festigkeit nicht überschreitet. Bei einigen dünnen Seildrähten aus hartem Material lag die Grenze tiefer ($\sim {}^1/_{20}$ der Festigkeit). Die Kenntnis der Festigkeit ist also zunächst notwendig, um die zulässige Höchstbeanspruchung danach festzulegen — ganz, wie es in der Praxis geschieht.

Der Biegerollenversuch ist zwar grundsätzlich nicht vom Hin- und Herbiegeversuch verschieden. Die ermittelte Kennziffer hat aber doch bei ausreichend großem Krümmungsdurchmesser ($v = 200$) eine ganz andere Bedeutung als beim Hin- und Herbiegeversuch; insofern als sie nur einen gewissen Gang mit der Festigkeit erkennen läßt. Sie ist nach den Ergebnissen des vorigen Abschnitts mehr durch die Festigkeit und in geringerem Maße durch das in der Einschnürung beim Bruch sich zeigende Formänderungsvermögen bestimmt, während die Biegefestigkeit des Materials beim technologischen Hin- und Herbiegeversuch hauptsächlich vom Formänderungsvermögen abhängig ist.

Um nun diesen Zusammenhängen weiter nachzugehen, sind in Abb. 28 und 29 die Versuchsergebnisse noch einmal so dargestellt, daß als Abszisse das Verhältnis σ_B/E der Festigkeit zum Elastizitätsmodul, als Ordinate die Biegezahl n_6 beim

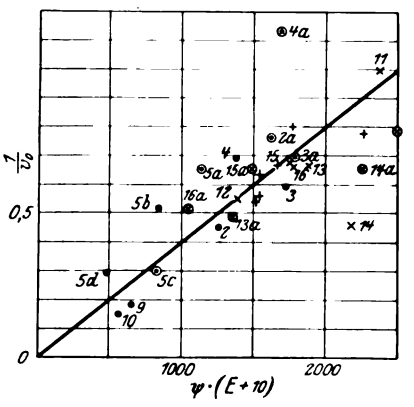


Abb. 27. Zusammenhang zwischen n_6, Einschnürung ψ und Elastizitätsmodul E.

Hin- und Herbiegeversuch aufgetragen, und die Werte der Biegezahl beim Biegerollenversuch angeschrieben sind. Und zwar gibt Abb. 28 die verschiedenen Materialien

Digitized by Google

2—4, 5a—5c, 9—11, Abb. 29 nur die Kohlenstoffstähle 12—23 wieder.

Es ist noch zu begründen, weshalb als Abszisse nicht die Festigkeit, sondern das Verhältnis Festigkeit zu Elastizitätsmodul (σ_B/E) aufgetragen ist. Es ist leicht einzusehen, daß der Wert σ_B/E ein Maß dafür ist, wie stark sich der betreffende Stoff verkrümmen läßt, ohne bleibende Verformungen zu erleiden, daß also die Größe

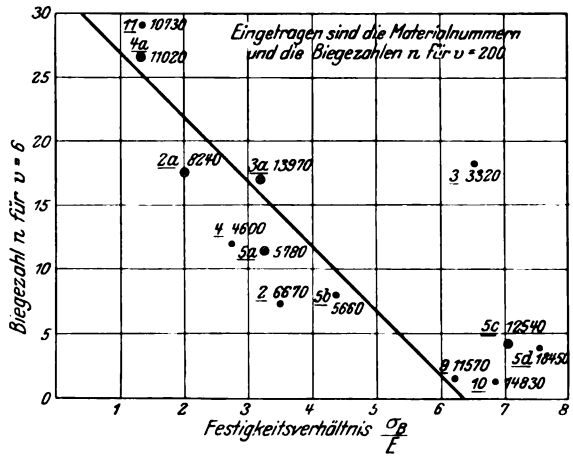


Abb. 28. Zusammenhang zwischen Biegerollenversuch, Hin- und Herbiegeversuch und Zugversuch bei 2 mm dicken Drähten verschiedenen Materials.

der bei einer bestimmten Verkrümmung entstehenden bleibenden Verformung — die jedenfalls für den Bruch maßgebend ist —, um so kleiner ist, je größer σ_B/E ist. Der aus Abb. 28 ersichtliche Erfolg, daß die Versuchsergebnisse sich dann gleichmäßiger einordnen, zeigt die Berechtigung dieser Darstellung.

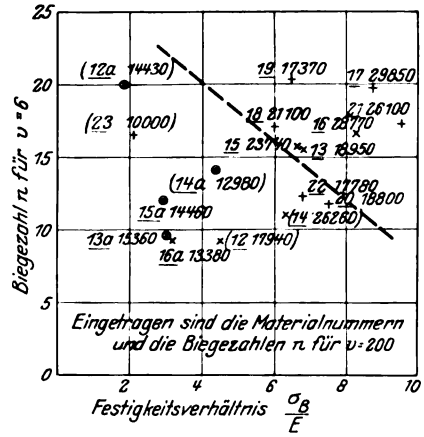


Abb. 29. Zusammenhang zwischen Biegerollenversuch, Hin- und Herbiegeversuch und Zugversuch bei Stahleisendrähten.

In der Tat zeigt Abb. 28, in der die Versuche für die verschiedenartigsten Stoffe aufgetragen sind, daß die Biegezahl beim Biegerollenversuch sowohl von dem Festigkeitsverhältnis σ_B/E als auch von der Biegezahl beim Hin- und Herbiegeversuch abhängt. Bei kleinem Festigkeitsverhältnis und hoher Biegezahl beim Hin- und Herbiegeversuch kann die Biegezahl ebenso groß ausfallen, wie bei kleinerem Festigkeitsverhältnis und großer Biegezahl beim Hin- und Herbiegeversuch. Dies ist in Abb. 28 veranschaulicht durch die durchgezogene Linie. die etwa die Versuche mit Biegezahlen beim Biegerollenversuch über 10000 von solchen unter 10000 trennt.

Die Kohlenstoffstähle — also besonders die Seildrähte — entsprechen nach Abb. 29 dieser Regel nur annäherungsweise, wie die für 20000 Hin- und Herbiegungen eingetragene Ausgleichlinie erkennen läßt. Die Versuchswerte streuen sehr erheblich, auch wenn die eingeklammerten, mit sehr kohlenstoffarmem Material (Flußeisen) erhaltenen Werte außer Betracht gelassen werden. Es weist dies darauf hin, daß bei Kohlenstoffstählen Struktur und Vorbehandlung des Materials das Ergebnis des Hin- und Herbiegeversuches wesentlich bedingen[1].

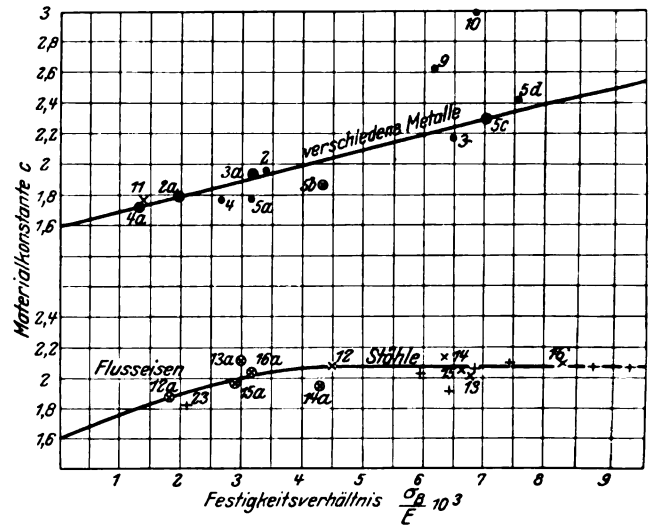


Abb. 30. Zusammenhang zwischen der Materialkonstanten c und dem Festigkeitsverhältnis $\frac{\sigma_B}{E}$.

Daß Kohlenstoffstähle aus den für einfache Metalle und Metallegierungen erkennbaren Zusammenhängen zwischen den Biegezahlen und Festigkeitseigenschaften der Drähte herausfallen, zeigt auch die Darstellung in Abb. 30, in der die durch das Verhältnis $\frac{n_{200}}{n_6}$ bestimmte Materialkonstante c in Abhängigkeit zum Festigkeitsverhältnis σ_B/E aufgetragen ist. Während die verschiedenen Metalle deutlichen Anstieg von c mit wachsendem σ_B/E erkennen lassen, ist für die Kohlenstoffstähle c anscheinend ganz unabhängig von σ_B/E.

Die meisten Nichteisenmetalle ordnen sich also einer einfachen Regel unter, derart, daß die Ergebnisse von Biegerollenversuchen aus den Ergebnissen von Zug- und Hin- und Herbiegeversuchen mit einiger Annäherung vorausbestimmt werden können. Biegerollenversuche geben daher für solche Stoffe nichts wesentlich Neues, und sind nach allgemeiner Kenntnis der Festigkeitsbeziehungen entbehrlich. Für Stahldrähte, die für Drahtseile hauptsächlich Verwendung finden, gibt dagegen der Biegerollenversuch einen Aufschluß über das Verhalten bei betriebsmäßigen Beanspruchungen, der durch keinerlei andere Prüfungen erlangt werden kann.

[1] Daß die durch einen gewöhnlichen Zugversuch feststellbaren Kennziffern zur vollständigen Erkenntnis der Werkstoffeigenschaften nicht ausreichen, konnte neuerdings W. Kuntze Z. V. d. I. 72, S. 1488—1492 (1928); Arch. Eisenh. 2, S. 109 bis 118 (1928) an Hand von Kerbzugversuchen nachweisen.

Digitized by Google

Über die Gußtextur von Metallen und Legierungen.

Von **F. C. Nix** und **E. Schmid**[1].

I. Bedeutung der Textur für die physikalischen, chemischen und technischen Eigenschaften.

In den letzten Jahren wurden von verschiedenen Seiten Methoden zur Herstellung von Metallkristallen angegeben[2]. Man ist seither in der Lage, die physikalischen und chemischen Eigenschaften der Metalle, die vorher nur als Mittelwerte am gewöhnlich vorliegenden Vielkristall ermittelt werden konnten, am isolierten Einkristall studieren zu können. Insbesondere kann so auch die Abhängigkeit der verschiedenen Eigenschaften von der Richtung im Kristall bestimmt werden. Aus den zahlreichen, heute schon vorliegenden Arbeiten geht hervor, daß diese Orientierungsabhängigkeit bisweilen außerordentlich stark zutage tritt[3].

Zufolge dieses Umstandes kommt der Ausbildung geordneter Texturen in Metallen, wie sie beispielsweise bei plastischer Deformation oder häufig im Gußzustand beobachtet werden, große Bedeutung für das physikalisch-chemische Verhalten zu.

An das typische Gußgefüge, wie man es häufig bei Verwendung von Kokillenguß antrifft, sei an Hand von Abb. 1 erinnert. Das Bild stellt den geätzten Querschnitt eines Kupferbarrens dar. Auf eine den Kokillenwänden anliegende Zone feiner Keimkristalle folgt eine Schicht parallel gelagerter, strahliger Körner, deren Längsrichtung senkrecht zur Abkühlungsfläche steht. Im Innern folgt dann in der Regel wieder eine Schicht kleinerer, ungefähr gleichachsiger Kristalle. Die Abweichung von der Regellosigkeit in den Kristallagen ist insbesondere in den strahligen Randzonen zu erwarten; ihre Textur wird nachfolgend als Gußtextur bezeichnet.

Die Ausbildung der strahligen Randzonen erweist sich vor allem wegen der ungünstigen Lage der Korngrenzen auch für die technische Weiterverarbeitung der Gußstücke (Walzen, Ziehen usw.) von großer Bedeutung. Grobstrahliges Material neigt hierbei erheblich mehr zur Rißbildung, als Material mit gleichmäßigem, feinem Korn[4]. Es ist daher überraschend, daß über die kristallographische Charakterisierung solcher Gußtexturen unsere Kenntnisse heute noch sehr spärlich sind. Lediglich für Aluminium, Kupfer und Zink liegen Angaben vor. Bei den zwei erstgenannten Metallen liegt eine [100]-Richtung parallel der Längsrichtung der strahligen Randkristalle (einfache Fasertextur[1]), beim Zink liegt die hexagonale Achse quer dazu (Ringfasertextur[2]). Die vorliegende Arbeit bezweckt die Ermittlung der Gußtextur an einer größeren Zahl von Metallen und Legierungen durchzuführen und ihre Beziehung zum Gitterbau der Metalle zu untersuchen.

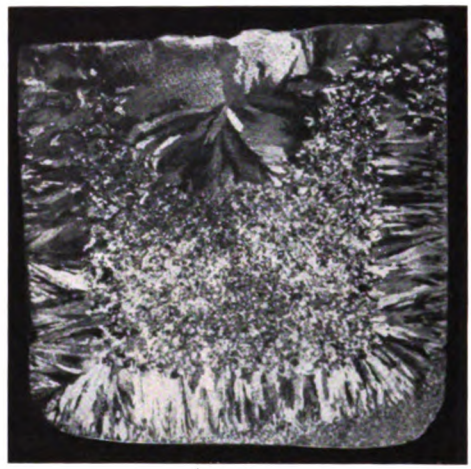


Abb. 1. Typisches Gußgefüge; Kupferbarren (1/2 nat. Größe).

II. Methoden zur Bestimmung der Textur.

Unter den Verfahren zur Bestimmung von Kristallitanordnungen hat sich das röntgenographische als das brauchbarste erwiesen. In Sonderfällen können jedoch auch andere, erheblich einfachere Methoden zum Ziele führen, die wir zunächst kurz anführen wollen. Die Bestimmung der Textur erfolgt nach ihnen an Schnittflächen, die senkrecht zur Faserrichtung in dem Metall gelegt sind. Im Falle einfacher Fasertextur (alle Körner liegen mit einer bestimmten, kristallographischen Richtung einander parallel) finden sich dann bei allen Körnern kristallographisch identische Ebenen in der Schnittfläche. Die Bestimmung der Natur dieser Kristallfläche, deren Lot die Faserachse darstellt, kann auf folgende Arten durchgeführt werden.

1. Form von Druckfiguren, die auf plastischer Deformation (Translation oder mechanischer Zwillingsbildung) in den Einzelkörnern beruhen[3].

2. Form der Ätzgruben, die zufolge der Anisotropie der Lösungsgeschwindigkeit entstehen.

Abgesehen davon, daß diese Arten der Bestimmung die Untersuchung einer großen Zahl von Körnern erfordert, um einigermaßen verläßliche Ergebnisse zu

[1] Original: Z. f. Metallkunde 21, S. 286 (1929).

[2] Eine Darstellung der verschiedenen Verfahren findet sich beispielsweise bei J. A. M. v. Liempt: : Am. Inst. Min. Met. Eng. Publ. 15 (1927).

[3] Rein physikalische Eigenschaften, elastische Konstanten, Ausdehnungskoeffizient, spez. Widerstand usw. wurden insbesondere von E. Grüneisen u. E. Goens [Phys. Z. 24, S. 506 (1923), Z. Phys. 26, S. 235 (1924), 26, S. 250 (1924)] und P. W. Bridgman [Proc. Am. Acad. of Sc. 60, S. 305 (1925)] untersucht. Eine Übersicht über die zahlreichen Arbeiten, welche die plastischen Eigenschaften, Dehnbarkeit, Streckgrenze, Zerreißfestigkeit betreffen, findet sich bei M. Polanyi: Naturwissensch. 16, S. 295 (1928) u. E. Schmid: Metallwirtsch. 7, S. 1011 (1928).

[4] J. Czochralski: Z. Metallkunde 18, S. 1 (1926); W. Wunder: Z. Metallkunde 19, S. 275 (1927); F. Leitner: Werkstoffausschußber. Nr. 57 (1925).

[1] J. Czochralski (u. E. Schmid): Z. Metallkunde 1; G. Tammann u. A. Müller: Z. Metallkunde 18, S. 69 (1926); 19, S. 338 (1927).

[2] E. Schmid (u. G. Wassermann): Z. Metallkunde 20, S. 370 (1928).

[3] Auf diese Weise haben z. B. G. Tammann u. A. Müller (l. c.) die Gußtextur des Kupfers bestimmt.

Digitized by Google

liefern, versagen sie, wenn die zur Faserachse senkrechte Ebene keine ganz einfache kristallographische Fläche mehr ist. Hier kann jedoch eine Methode angewendet werden, die auf J. Czochralski[1] und P. W. Bridgman[2] zurückgehend, die Intensitätsmaxima des reflektierenden Lichtes zur Erkennung der Fläche heranzieht.

3. Intensität reflektierten Lichtes.

Die Bestimmung erfolgt derart, daß die zu untersuchende, geätzte Fläche mit parallelem Licht beleuchtet und sodann die Lage der Intensitätsmaxima des reflektierenden Lichtes ermittelt wird. Die Fixierung dieser Lagen geschieht besonders einfach mit Hilfe der Bridgman-Kugel[3]. Stets ergeben sich die Richtungen maximaler Reflexion (durch ihre gegenseitigen Winkel) als niedrig indizierte Kristallrichtungen, mit deren Hilfe die Orientierung der Schliffläche leicht durchgeführt werden kann.

4. Zähligkeit der Intensitätsunterschiede reflektierten Lichtes. Die Intensität des reflektierten Lichtes benutzt ferner auch die von G. Tammann angegebene Schimmermethode[4], bei der es jedoch nicht auf das absolute Helligkeitsmaximum, sondern auf die Zahl der Wechsel zwischen Hell und Dunkel bei Drehung der Probe um 360° ankommt. Kenntnis der Gesetzmäßigkeit des Ätzangriffes ist Voraussetzung für die Anwendbarkeit dieser Methode.

Bei sehr kleinem Korn und, wie bereits erwähnt, vor allem bei verwickelteren Texturen (Spiralfaser-, Ringfasertextur) erwachsen allen diesen Verfahren sehr erhebliche Schwierigkeiten. Die röntgenographische Untersuchung erweist sich in solchen Fällen als die gegebene Methode. Bei Auszeichnung einer bestimmten Richtung in der Probe kann sie in besonders klarer Weise durch senkrechte Durchstrahlung eines in der „Faserrichtung" herauspräparierten Stäbchens mit monochromatischem Licht erfolgen. Bei gewöhnlicher Fasertextur ergibt sich die kristallographische Natur der Faserachse mit Hilfe der Polanyi-Weißenbergschen Schichtlinienbeziehung unmittelbar aus dem Schichtlinienabstand des erhaltenen Diagramms[5]. (Eine weitere Kontrolle ergibt sodann die Verteilung der Interferenzen auf Äquator und Schichtlinien.) Auch bei Spiral- und Ringfasertextur läßt sich diese aus dem Diagramm ableiten[6].

In der vorliegenden Arbeit wurde fast ausschließlich das röntgenographische Verfahren zur Ermittlung der Gußtexturen herangezogen. Über die Verwendbarkeit optischer Methoden geben einige Versuche an Gußproben von Gold Anhaltspunkte.

III. Durchführung der Versuche zur Ermittlung der Gußtextur.

1. Herstellung der Gußproben. Die Gußproben wurden durch Gießen der Metallschmelzen in eiserne Kokillen hergestellt. Die Abmessungen der Proben betrugen etwa $2 \times 2 \times 10$ cm. Zur Erzielung eines für die weiteren Untersuchungen geeigneten Gefüges (Zonen feinstrahliger Kristalle) mußten ganz bestimmte Gießbedingungen (Temperatur der Schmelze und der Kokille) eingehalten werden, die von Metall zu Metall verschieden sind und jeweils durch eine Reihe von Vorversuchen ermittelt werden mußten. Von einigen Metallen wurden uns auch von der Industrie in liebenswürdiger Weise geeignete Gußproben zur Verfügung gestellt: Gold und eine Silberprobe von der Deutschen Gold- und Silberscheideanstalt in Pforzheim, Magnesium von der J. G. Farbenindustrie A.-G. in Bitterfeld und die untersuchte Eisen-Siliziumlegierung von der Versuchsanstalt der Fried. Krupp-Werke A.-G. in Essen[1].

Die schließlich zur Texturbestimmung benutzten Gefügeausbildungen sind durch einige in den Abb. 2 und 3 dargestellte Beispiele gekennzeichnet. Die Dicke der Kristalle schwankt zwischen 0,1 und 1 mm. In den meisten Fällen konnte das Gußgefüge ferner im Warmbruch auch als Bruchgefüge entwickelt werden — Korngrenzenbruch — (Abb. 4)[2].

2. Ermittlung der Textur. Zur röntgenologischen Ermittlung der Gußtextur wurden aus den Gußproben geeignete Stäbchen entnommen, die mit monochromatischer Strahlung senkrecht durchleuchtet wurden. Die Stäbchenentnahme erfolgte entweder durch Heraussägen aus Teilen des Gußstückes, die sich durch besonders gut ausgeprägte Parallelität der strahligen Kristalle auszeichneten, oder durch Auslösen geeigneter Kristallfasern aus dem Warmbruch. Im ersten Falle wurden die Stäbchen auf etwa 1 mm Durchmesser abgedreht und sodann weitgehend abgeätzt, um alle Spuren der mechanischen Bearbeitung zu entfernen. In starker Vergrößerung zeigt Abb. 6 ein so erhaltenes Stäbchen, das im Querschnitt etwa 6—10 Kristalle enthält.

Liegt in allen Körnern dieselbe kristallographische Richtung parallel der Längsrichtung des Stäbchens (einfache Fasertextur), so erhält man bei senkrechter Durchstrahlung mit einfarbigem Röntgenlicht (wir verwendeten Cu- und Fe-Strahlung) Anordnung der Interferenzen auf Schichtlinien. Aus dem Abstand ($2e_n$) zweier einander entsprechender Schichtlinien wurde die Identitätsperiode (J) in der Faserachse mit Hilfe der Polanyi-Weißenbergschen Schichtlinienbeziehung $J = \frac{n \cdot \lambda}{\sin \alpha_n}$ bestimmt, worin α durch die Gleichung $\operatorname{tang} \alpha = \frac{2e_n}{2r}$ gegeben ist ($2r$ = Durchmesser des zylindrischen Films, λ = Wellenlänge des verwendeten Röntgenlichtes, n = Ordnung der

---

[1] J. Czochralski: Proc. Int. Congr. Appl. Mech. Delft 1024, S. 67; Z. anorg. Chem. 144, S. 131 (1925).

[2] P. W. Bridgman: l. c.

[3] Vgl. Z. Metallkunde 18, S. 90 (1926).

[4] G. Tammann u. A. Müller: l. c.

[5] M. Polanyi u. K. Weißenberg: Z. Phys. 9, S. 123 (1922), 10, S. 44 (1922).

[6] K. Weißenberg: Z. Phys. 8, S. 20 (1921).

[1] Wir möchten auch an dieser Stelle den genannten Werken und insbesondere auch den Herren Dr. L. Nowack, Obering. G. Schreiber und Dr. H. Schottky unseren verbindlichsten Dank aussprechen.

[2] Bi zeigt auch knapp unterhalb des Schmelzpunktes noch Spaltung in den Körnern. Bei einer ganz großkristallinen Probe von Cd beobachteten wir (vgl. Abb. 5) beim Bruch knapp unterhalb des Schmelzpunktes in 2 Körnern das Auftreten einer Spaltung entlang der Basis. Wir heben dies aus dem Grunde hervor, weil es bisher nicht gelungen ist, beim Cd Spaltung nach einer Kristallfläche zu erzielen. Auch Versuche bei 20° abs. Temp. hatten bisher keine kristallographische Spaltung nachweisen können.

Digitized by Google

Schichtlinie)[1]. Vergleich des so erhaltenen Wertes für J mit den bekannten Abmessungen des Elementarkörpers lieferte sodann die kristallographische Natur der Faserachse (Gußtextur).

Diagramm ist bei Vorhandensein einer solchen Textur dadurch ausgezeichnet, daß lediglich die senkrecht zur Faserachse stehende Ebene ausschließlich auf den Äquator reflektiert. Die Debye-Scherrer-Kreise der übrigen

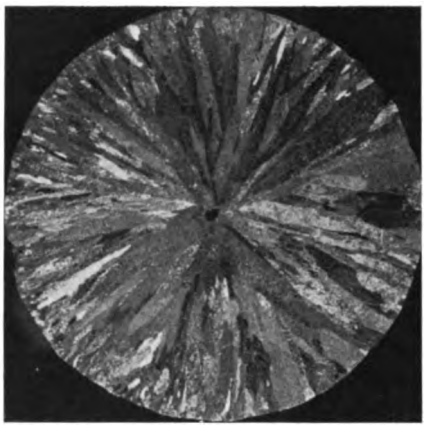


Abb. 2 a. α (δ)-Eisen-Silizium.

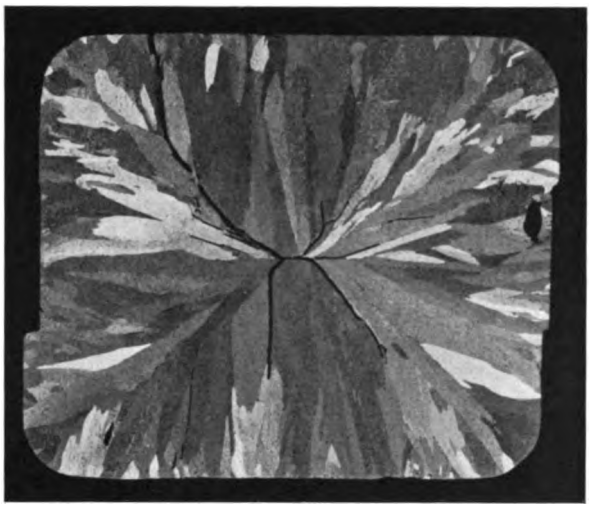


Abb. 2 b. Kupfer.

Abb. 2 c. Blei.

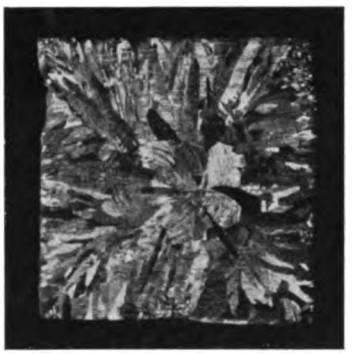


Abb. 2 d. α-Messing.

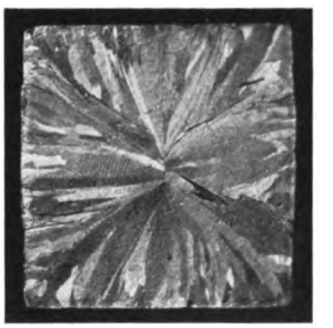


Abb. 2 e. Zinn.

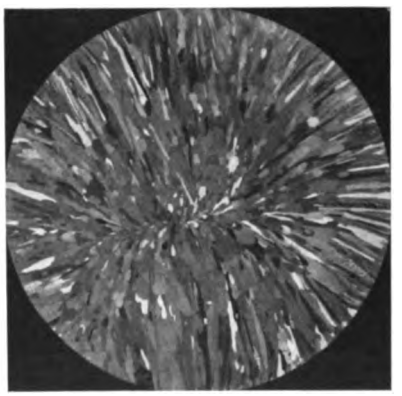


Abb. 2 f. Magnesium.

Abb. 2 g. Wismut.

Abb. 2 a bis g. Übersicht über die zur Texturbestimmung benutzten Gefügeausbildungen einphasiger Systeme. $\frac{2}{3}$.

Im Falle einer Weißenbergschen Ringfasertextur ist die Faserachse nicht mehr an eine einzige mit der Längsrichtung der strahligen Kristalle zusammenfallende Lage gebunden, sondern sie bedeckt die ganze auf der Längsrichtung senkrecht stehende Ebene. Das bei senkrechter Durchstrahlung des Stäbchens entstehende Ebenen sind völlig oder entlang großer Teile gleichmäßig geschwärzt.

IV. Ergebnisse.

Im nachfolgenden werden die auf die obenbeschriebene Weise erhaltenen Texturdiagramme und die Ergebnisse ihrer Auswertung mitgeteilt. Es werden zunächst die einphasigen Systeme, reine Metalle und Mischkristalle und sodann die untersuchten Eutektika besprochen.

[1] Vgl. z. B. R. Glocker: Materialprüfung mit Röntgenstrahlen. Berlin 1927.

Digitized by Google

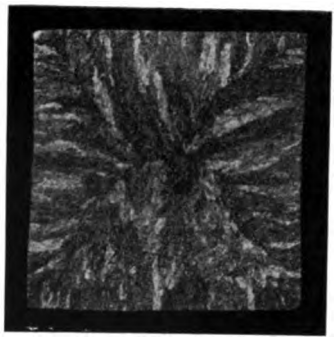


Abb. 3 a. Aluminium-Silizium.

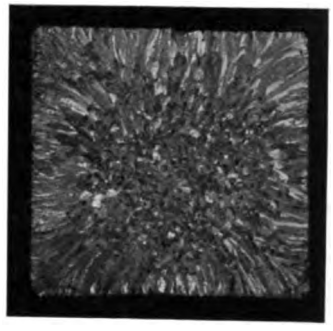


Abb. 3 b. Cadmium-Zink.

Abb. 3 a und b. Gefügebilder der untersuchten eutektischen Legierungen. $v = 2$.

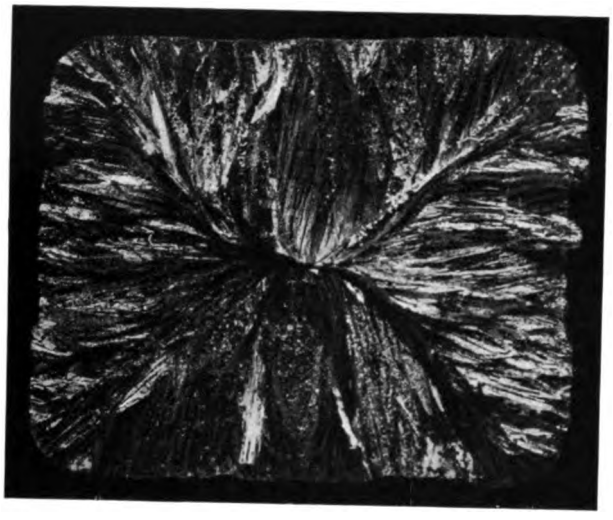


Abb. 4 a. Aluminium.

Abb. 4 b. Kupfer.

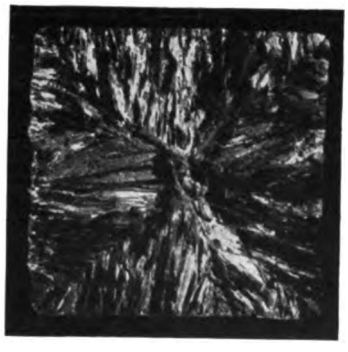


Abb. 4 c. α-Messing.

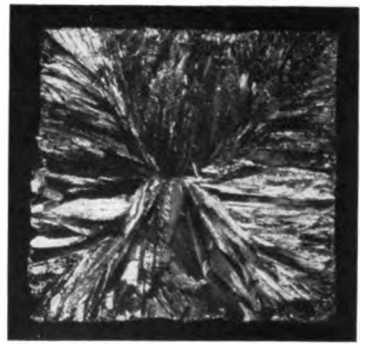


Abb 4 d. Zinn.

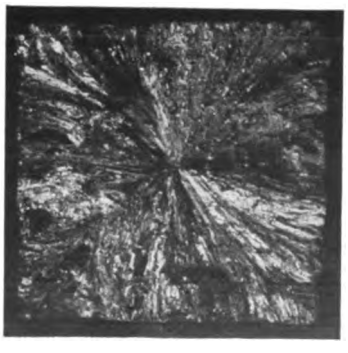


Abb. 4 e. Zink.

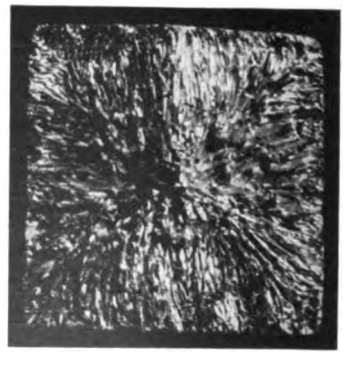


Abb. 4 f. Cadmium.

Abb. 4 a bis f. Gefügeentwicklung durch Warmbruch. $v = 2$.

Digitized by Google

1. Einphasige Systeme.

a) Kubisch raumzentrierte Metalle. An raumzentrierten Metallen $\alpha(\delta)$-Fe-Si-Mischkristall mit 4,3% Silizium[1] und β-Messing — erhaltene Gußtexturdiagramme sind in Abb. 7 wiedergegeben. Die Ausbildung von Schichtlinien ist im Falle des β-Messings gut erkennbar.

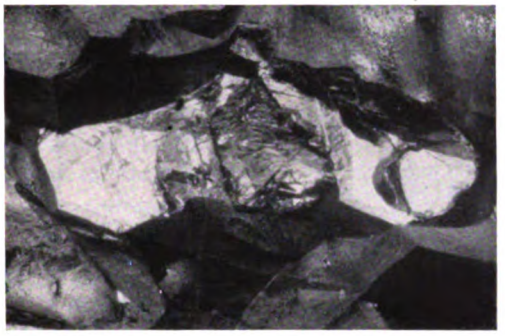


Abb. 5. Warmbruch eines Cadmiumbruchstückes. Spaltung nach der Basis in einem Korn. $v = 7$.

Das Diagramm lehrt, daß es sich hier um eine einfache Fasertextur mit der [100]-Richtung parallel zur Längsrichtung der Stäbchen handelt. Im Falle des Eisen-Silizium-Mischkristalles liegen die Verhältnisse jedoch nicht so klar. Wohl zeigt sich auch hier auf dem Würfelflächenkreis ein deutliches Maximum am Äquator; die übrigen Kreise sind jedoch annähernd gleichmäßig geschwärzt. Auch in der Abb. 8, die eine Nachzeichnung der Überlagerung von 7 an verschiedenen Stäbchen erhaltenen Diagrammen darstellt, bleibt dieser Tatbestand erhalten. Aus den Diagrammen kann daher nur der Schluß gezogen werden, daß sich beim Eisen-Silizium-Mischkristall (mit großer Streuung) eine in einer Würfelfläche liegende Richtung parallel der Längsrichtung der strahligen Kristalle einstellt[1]. Ein Diagramm mit paralleler Lage des Filmzylinders zum Einfallstrahl zeigte, daß

Abb. 6. Probestäbchen für röntgenographische Texturbestimmung (Bi). $v = 13$.

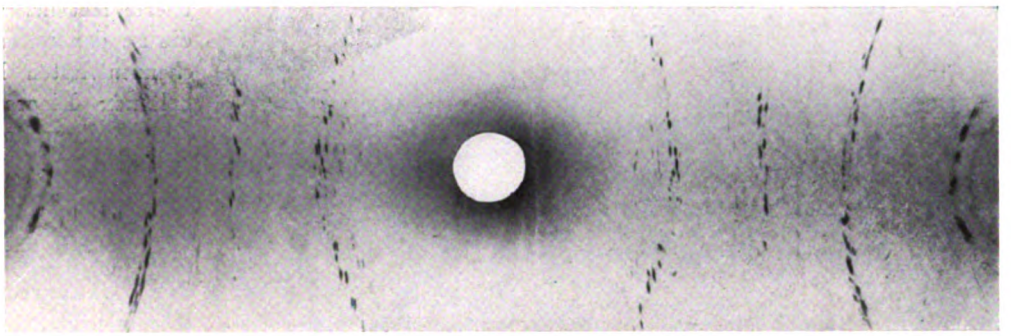


Abb. 7 a. α (δ)-Eisen-Silizium.

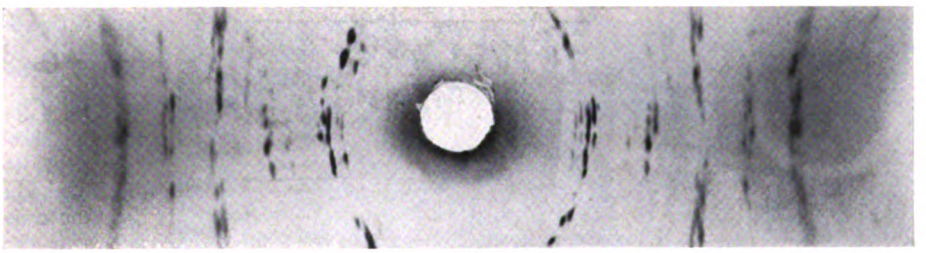


Abb. 7 b. β-Messing.

Abb. 7 a und b. Gußtexturdiagramme raumzentrierter Metalle.

Abb. 8. Nachzeichnung der Überlagerung von 7 Eisen-Siliziumgußtexturdiagrammen.

[1] Diese Zusammensetzung wurde gewählt, um unter Vermeidung nachträglicher Umwandlungen im festen Zustand die Gußtemperatur der δ-Phase untersuchen zu können. Die δ-γ-Umwandlung ist im System Fe-Si für Si-Gehalte größer als 2,5% unterdrückt. P. Oberhoffer u. C. Kreutzer: Arch. Eisenhüttenwesen 2, S. 449 (1928—1929).

[1] Eine Ringfasertextur mit einer [001]-Richtung senkrecht zur Längsrichtung würde auch gleichmäßige Schwärzung des (001)-Kreises bedingen.

Digitized by Google

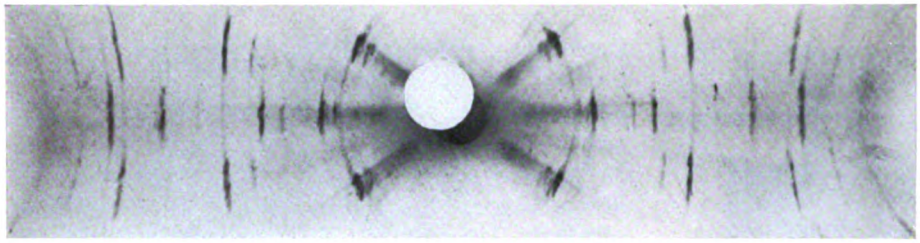


Abb. 9 a. Aluminium.

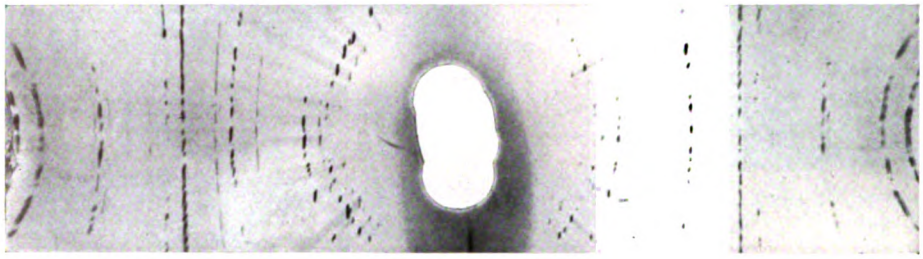


Abb. 9 b. Kupfer.

Abb. 9 c. Silber.

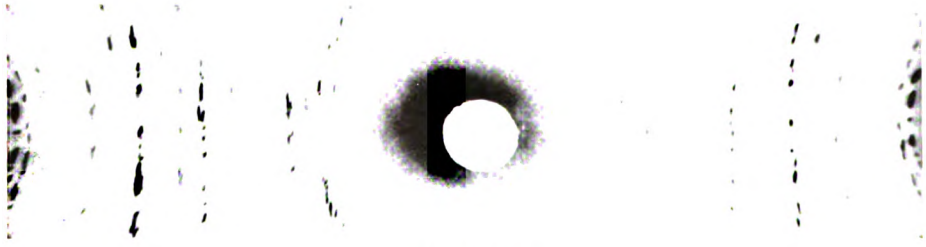


Abb. 9 d. Gold.

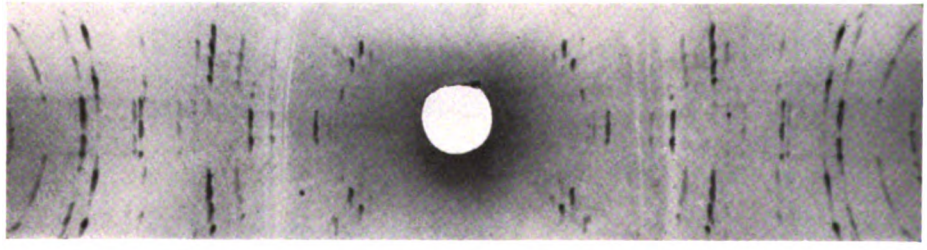


Abb. 9 e. Blei.

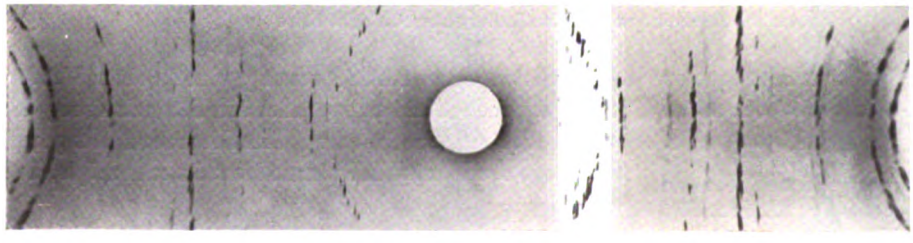


Abb. 9 f. α-Messing.

Abb. 9. Gußtexturdiagramme flächenzentrierter Metalle.

auf der [001]-Geraden kein zweites Maximum auftritt. Da bei der Flächendiagonale als Faserachse auch auf der zweiten Schichtlinie ein Würfelflächenreflex liegen müßte, kommt dieser Richtung somit geringe Wahrscheinlichkeit zu. Es scheint demnach, daß man auch die Gußtextur des Fe-Si-Mischkristalles zunächst als Fasertextur mit der [100]-Richtung parallel der Längsrichtung der Kristalle anzusehen hat, wobei allerdings die Streuung in der Einstellung eine sehr erhebliche (bis 45°) ist.

b) Kubisch flächenzentrierte Metalle. Abb. 9 zeigt die an den untersuchten flächenzentrierten Metallen erhaltenen Diagramme. Man erkennt die weitgehende Analogie des Verhaltens in allen Fällen. Es handelt sich hier um eine einfache Fasertextur, bei der die Würfelkante parallel der Längsrichtung der Körner liegt[1].

c) Tetragonale Metalle. Das einzige untersuchte Metall ist (weißes) Zinn. Abb. 11 zeigt ein damit erhaltenes

[1] Im Falle des Goldes haben wir zunächst wegen der Grobkörnigkeit der Probe versucht, die Entwicklung der Textur auf nicht röntgenographischem Wege mit Hilfe der Tammannschen Schimmermethode und des Bridgmanschen Verfahrens der Orientierungsbestimmung durchzuführen. Hierzu wurde im Gußstück senkrecht zur Längsrichtung der Randkristalle eine Ebene angeschliffen und mit Königswasser geätzt. Als Richtungen maximaler Reflexionsfähigkeit haben sich die Raumdiagonalen ergeben. Die mit Hilfe der Bridgman-Kugel erhaltenen Orientierungen des Lotes auf die Schlifffläche in den einzelnen Körnern (Längsrichtung der Kristalle) sind in Abb. 10 dargestellt. Man erkennt, daß in der untersuchten Probe keinerlei geregelte Textur vorlag. Versuche mit Hilfe der Tammannschen Schimmermethode ergaben bei nahezu allen Körnern (47 von 60 untersuchten) Zweizähligkeit. Die röntgenologische Ermittlung der Gußtextur wurde sodann an erheblich feinstrahligerem Gefüge durchgeführt.

Digitized by Google

Diagramm. Die Anordnung der Interferenzen auf (sehr nahe aneinanderliegenden) Schichtlinien ist gut erkennbar. Die gemessenen Schichtlinienabstände betragen 1,2, 2,3 und 3,75 cm. Diese Werte stehen mit den für eine Faserachse parallel der Basisflächendiagonale [110] berechneten von 1,09, 2,30 und 3,85 cm in guter Übereinstimmung[1]. Von 6 weiteren Diagrammen ließen drei ebenfalls dieselben Schichtlinien erkennen, während die übrigen drei Regellosigkeit in der Orientierung der Körner zeigten. Auch die Anordnung der Interferenzen auf Äquator und Schichtlinien (in Abb. 12 ist ein berechnetes Drehkristalldiagramm mit [110] als Faserachse dargestellt) bestätigt erneut die Richtigkeit der angegebenen Textur. Schließlich ließen auch von drei mit Fe-Strahlung erhaltenen Diagrammen zwei ihr Vorhandensein erkennen.

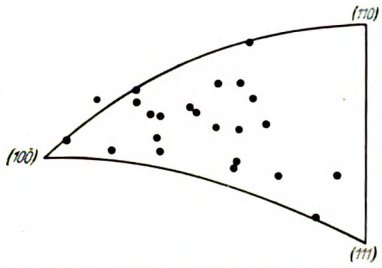


Abb. 10. Orientierung der Längsachsen der Randkristalle in einer grobstrahligen Goldgußprobe.

d) Hexagonale Metalle. Von den drei untersuchten Metallen besitzen zwei, Zink und Kadmium, ein sehr ähnliches Achsenverhältnis $\left(\frac{c}{a} = 1{,}86\right.$ beim Zn und $= 1{,}89$ beim $\left.\text{Cd}\right)$, das dritte, Magnesium, weist dagegen einen davon erheblich abweichenden Wert $\left(\frac{c}{a} = 1{,}62\right)$ auf. In Bestätigung früherer Versuche am Zink zeigt Abb. 13 die bereits bekannte Ringfasertextur mit der hexagonalen Achse senkrecht zur Längsrichtung der Stäbchen. Völlig übereinstimmend mit Zink verhält sich auch Kadmium. Auch hier liegt in den strahligen Gußkristallen die hexagonale Achse quer zur Längsrichtung. (Basisreflexion nur auf dem Äquator, die Debye-Scherrer-Kreise der übrigen Ebenen ohne ausgeprägte Intensitätsmaxima).

Ein typisch verschiedenes Verhalten zeigt das Magnesium (vgl. Abb. 14). Hier erhält man ein deutliches Schichtliniendiagramm, dessen Auswertung zeigt, daß eine diagonale Achse I. Art parallel der Längsrichtung der Stäbchen liegt. Während also bei Zink und Kadmium die Textur dadurch gegeben ist, daß die Längsrichtung der Strahlkristalle in der Basis beliebig liegt, ist beim Magnesium auch noch innerhalb der Basis eine Auswahl getroffen.

e) Rhomboedrische Metalle. Für das untersuchte Wismut stellt Abb. 15 ein Gußtexturdiagramm dar.

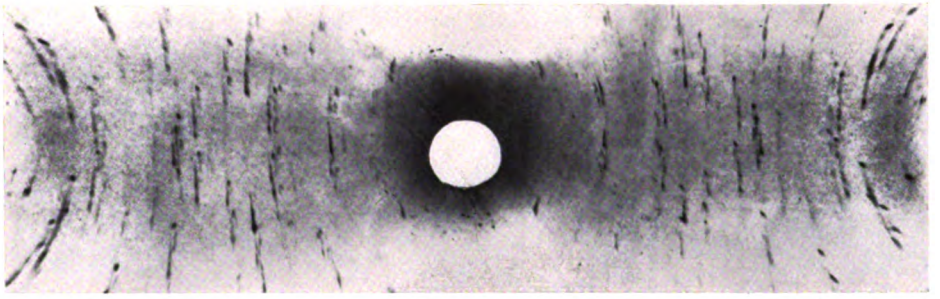


Abb. 11. Gußtexturdiagramm von β-Zinn.

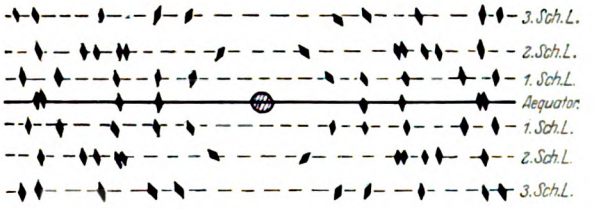


Abb. 12. Berechnetes Drehkristalldiagramm für einen um [110]-gedrehten Sn-Kristall.

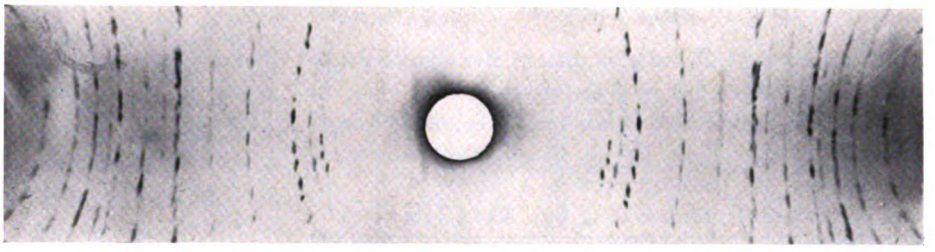


Abb. 13 a. Zink.

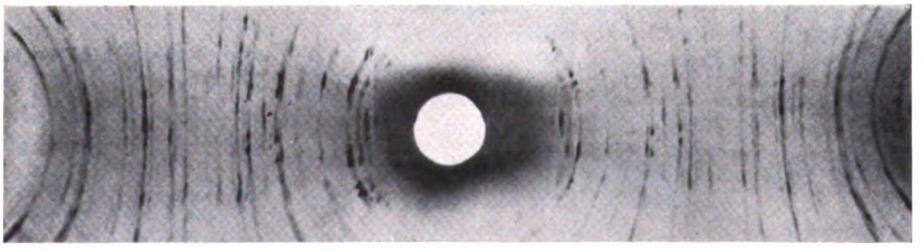


Abb. 13 b. Kadmium.

Abb. 13 a und b. Gußtexturdiagramme von Zink und Kadmium.

Die Ausbildung der Schichtlinien erfolgt hier besonders scharf. Die stark hervortretenden Interferenzen gehören, wie sich sowohl aus den Schichtlinienabständen wie aus der Verteilung ergibt, einer einfachen Fasertextur mit der [111]-Richtung als Faserachse

[1] Elementarkörper des Sn nach H. Mark u. M. Polanyi [Z. Phys. 18, 75 (1923)]; $J[110] = 8{,}25$ Å. In der Millerschen Aufstellung entspricht diese Richtung der Basiskante.

Digitized by Google

an[1]. Zwei weitere Diagramme ließen allerdings diese Textur nicht erkennen; die Körner schienen weitgehend regellos angeordnet zu sein.

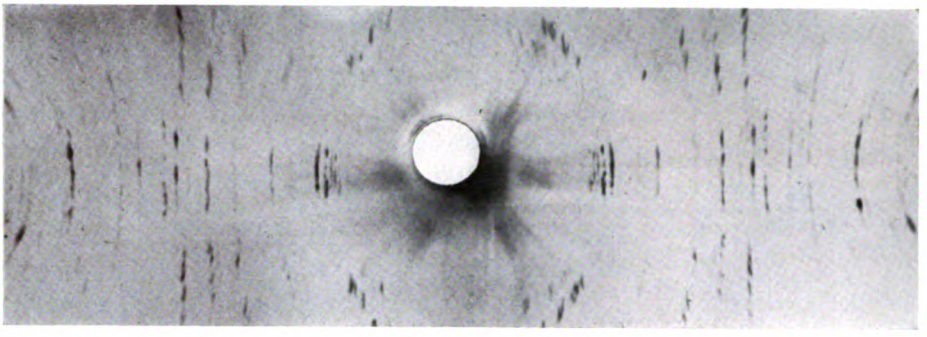


Abb. 14. Gußtexturdiagramm von Magnesium.

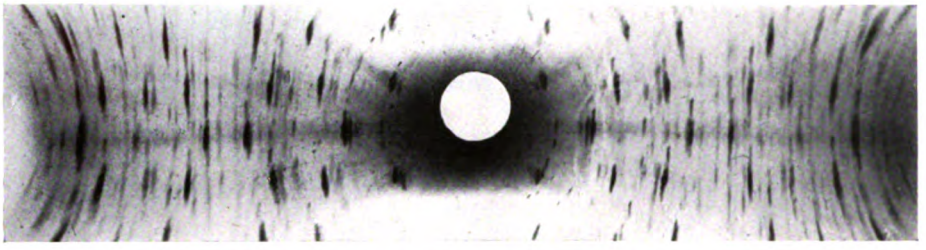


Abb. 15. Gußtexturdiagramm von Wismut.

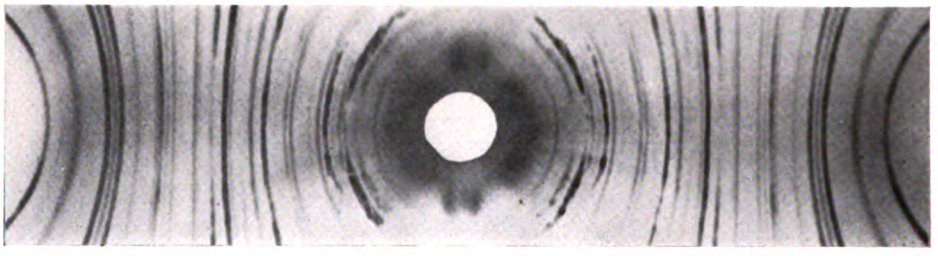


Abb. 16. Gußtexturdiagramm des Al-Si-Eutektikums.

Eine Übersicht über die an unären Metallen beobachteten Gußtexturen ist in Tabelle 1 gegeben. Aus ihr tritt deutlich hervor, daß es stets einfache, dicht belegte Kristallrichtungen sind, die als Faserachsen beim Gußgefüge auftreten. Lediglich das Zink und Kadmium läßt die in der Basisfläche liegenden Richtungen als gleichwertig erscheinen.

Tabelle 1. Gußtextur von Metallen.

Metall	Gitterart	Parallel zur Längsrichtung d. Kristalle liegt	Dichtest belegte Gitterkanten
α (δ)-Fe-Si	Kubisch,	[100]	1. [111]
β-Messing	raumzentriert	[100]	2. [100]
Al			
Cu			
Ag	Kubisch,	[100]	1. [110]
Au	flächenzentriert		2. [100]
Pb			
α-Messing			
β-Sn	Tetragonal	[110]	1. [001] 3. [100] 2. [111] 4. [101] 5. [110]
Mg	Hexagonal,	[1120]	1. [1120]
Zn	dicht. Kugel-	[0001]	1. [1120]
Cd	packung	senkrecht	
Bi	Rhomboedr.	[111]	1. [101]

[1] Vgl. O. Hassel u. H. Mark: Z. Phys. 23, S. 269 (1924).

2. Binäre Eutektika.

Nach der Untersuchung der Gußtextur der reinen Metalle erschien vor allem ihre Bestimmung an binären eutektischen Legierungen von Interesse. Es entsteht ja sofort die Frage, ob die an den isolierten Komponenten beobachteten Texturen auch bei der eutektischen Kristallisation erhalten bleiben. Die hierzu von uns untersuchten Legierungen sind das Al-Si- (13% Si) und das Cd-Zn- (17% Zn) Eutektikum. In Abb. 16 ist das Texturdiagramm wiedergegeben, wie es mit einer Probe des Al-Si-Eutektikums erhalten worden ist. Man erkennt deutlich die Gußtextur des Aluminiums (Faserachse = [100]); auf den Siliziumkreisen sind dagegen keinerlei Interferenzmaxima vorhanden. Es liegt hier somit der Fall vor, daß nur die eine Komponente im Eutektikum in spezifischer Gußtextur auftritt. Im Falle des Zn-Cd-Eutektikums (Abb. 17) beobachtet man an beiden Komponenten die ihnen eigene Gußtextur: Ringfaser mit der hexagonalen Achse quer zur Längsrichtung der Strahlkristalle.

V. Zur Entstehung der Gußtextur.

Die Ausbildung des Gußgefüges von Metallen erfolgt im allgemeinen derart, daß die Längsrichtung der strahligen Kristalle senkrecht auf der Abkühlungsfläche (Kokillenwand) steht. Wie v. Göler und G. Sachs[1] gezeigt haben, trifft dies auch für verhältnismäßig komplizierte Kokillenform zu. Als maßgeblich hierfür sieht F. Rinne[2] die Richtung des Wärmeflusses an, die ja gleichfalls im allgemeinen senkrecht zur Abkühlungsfläche steht. „Thermotaxie". Demgegenüber weisen aber A. Schubnikow und G. Lämmlein[3] darauf hin, daß diese Richtkraft des Wärmestromes bei gut unterkühlbaren Schmelzen organischer Verbindungen, Salol usw. sicher nicht vorhanden ist. Durch geeignete experimentelle Anordnung konnten diese Autoren den Wärmefluß parallel zu der ersten Keimschicht legen, ohne die strah-

[1] v. Göler u. G. Sachs: Z. V. d. I. 71, S. 1353 (1927).
[2] F. Rinne: Z. Metallkunde 19, S. 162 (1927); Z. Krist. 64, S. 71 (1926).
[3] A. Schubnikow u. G. Lämmlein: Z. Krist. 65, S. 297 (1927).

Digitized by Google

lige Struktur der in die Schmelze gewachsenen Randkristalle im geringsten zu beeinflussen.

Ein geometrisch-kristallographisches Auswahlprinzip, das die strahlige Form der Randkristalle und das Bestehen einer geordneten Textur verständlich macht, kann auf Grund von Anisotropie der Wachstumsgeschwindigkeit der Kristalle gewonnen werden. Es sind dies Vorstellungen, die anknüpfen an die von M. Volmer[1] für die Kristallisation aus der Gasphase entwickelten. Sie sind vor allem von R. Groß und H. Möller[2] für das Wachstum von Kristallen in Röhren erörtert worden. Wie die geometrische Konstruktion in Abb. 18 zeigt, bleibt von den zahlreichen von der Oberfläche einer Schmelze aus in einem Rohr gewachsenen Kristallen bald nur ein einziger übrig, der nun das ganze Rohr erfüllt; eben jener Kristall, für den die Richtung der größten Wachstumsgeschwindigkeit den kleinsten Winkel mit der Röhrenachse einschließt. Die mit der Längsrichtung der Kristalle zusammenfallende Faserachse hätte man dieser sehr plausiblen Auffassung gemäß als die Richtung größter Kristallisationsgeschwindigkeit im Kristall anzusehen. Als solche würden sich somit auf Grund der vorliegenden Bestimmungen der Gußtextur für die einzelnen Metalle die in Tabelle 1 angeführten Richtungen ergeben.

Eine gewisse Bestätigung erfährt diese Auffassung durch Versuche über die Herstellung von Einkristallen. Es hat sich dort ergeben, daß in der Tat die Wachstumsgeschwindigkeit von Zn- und Cd-Kristallen senkrecht zur hexagonalen Achse ein Maximum zu sein scheint[3].

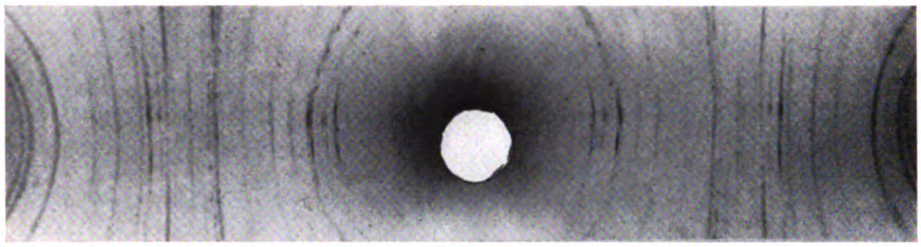


Abb. 17. Gußtexturdiagramm des Cd-Zn-Eutektikums.

VI. Zusammenfassung.

Auf röntgenographischem Weg wird die Gußtextur einer Reihe von Metallen bestimmt. Es ergibt sich, daß die Textur in vielen Fällen als Fasertextur mit einer einfachen kristallographischen Richtung parallel der Längsrichtung der strahligen Kristalle beschrieben werden kann. Lediglich bei den hexagonalen Metallen Zink und Kadmium ist für die Längsrichtung der Kristalle nur eine Ebene, die Basis, vorgeschrieben. Die Textur ist hier demnach eine Ringfasertextur.

Die Untersuchung der binären Eutektika Al-Si und Cd-Zn ergab, daß im ersten Falle nur das Aluminium in der charakteristischen Gußtextur auftritt, das Silizium dagegen regellos orientiert ist. Im zweiten Falle zeigt sich eine Überlagerung der Gußtextur der beiden Komponenten.

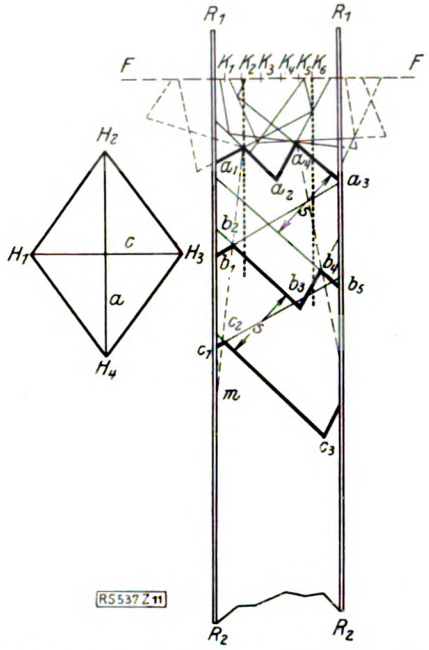


Abb. 18. Kristallwachstum in Röhren. (Wachstumsauslese nach R. Groß und H. Möller).

Die Entstehung der geordneten Gußtexturen wird insbesondere auf Grund der Anisotropie der Wachstumsgeschwindigkeit besprochen.

Der Notgemeinschaft der Deutschen Wissenschaft sind wir für die Unterstützung unserer Arbeit zu großem Dank verpflichtet.

[1] M. Volmer u. I. Estermann: Z. Phys. 7, S. 13 (1921); M. Volmer: Z. Phys. 5, S. 31 (1921), 9, S. 193 (1922).

[2] R. Groß u. H. Möller: Z. Phys. 19, B. 375 (1923).

[3] W. Boas u. E. Schmid: Z. Phys. 54, S. 16 (1929). Vgl. indessen auch A. G. Hoyem u. E. P. T. Tyndall: Phys. Rev. 33, S. 81 (1929).

Über die Textur gezogener Magnesium- und Zinkdrähte.

Von **E. Schmid** und **G. Wassermann**[1].

Von den bei natürlichen Fasern beobachteten Kristallitanordnungen: Fasertextur, Spiralfasertextur und Ringfasertextur[2] ist die erste auch bei bearbeiteten, regulären Metallen, und zwar an hartgezogenen Drähten, aufgefunden worden[1]. Die Untersuchungen gezogener Drähte von Magnesium und Zink, über die im nachfolgenden berichtet wird, zeigen, daß bei diesen hexagona-

[1] Original: Naturw. 17, S. 312 (1929).

[2] R. O. Herzog u. W. Jancke: Festschrift der K. W. G. 1921, S. 118; M. Polanyi, Z. Phys. 7, S. 149 (1921); K. Weissenberg: Z. Phys. 8, S. 20 (1921).

[1] M. Ettisch, M. Polanyi u. K. Weissenberg: Z. Phys. 7, S. 181 (1921); Z. phys. Chem. 99, S. 332 (1921).

Digitized by Google

len Metallen auch die beiden anderen natürlich vorkommenden Texturen verwirklicht sind[1].

1. Zugtextur von Magnesium.

Da in den innersten Schichten eines gezogenen Drahtes die Textur am ausgeprägtesten vorhanden ist[2], beginnen wir die Besprechung der Zugtextur von Magnesium an Hand des in Abb. 1 dargestellten Diagrammes, das an einem weitgehend abgeätzten Draht erhalten worden ist. Der Draht war durch einsinnigen Zug bei 200° hergestellt worden. Das Diagramm zeigt, daß die Basis ausschließlich auf den Äquator reflektiert; auf den Debye-Scherrerkreisen der übrigen Flächen fehlen dagegen ausgesprochene Interferenzmaxima. Anzeichen von Rekristallisation sind nicht erkennbar.

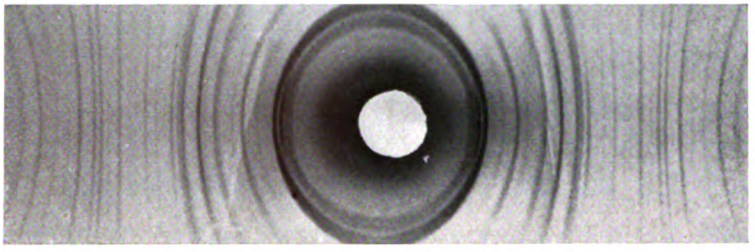


Abb. 1. Hartgezogener Magnesiumdraht; von 1,2 mm auf 0,4 mm abgeätzt; Cu-Strahlung.

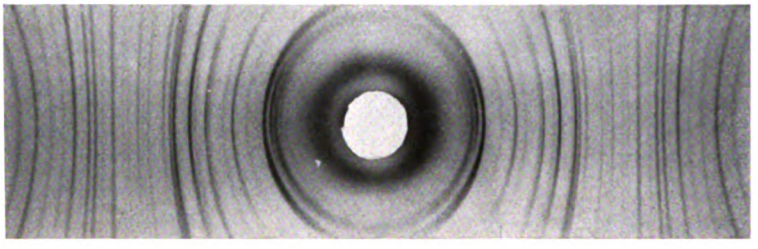


Abb. 2. Hartgezogener Magnesiumdraht; 1,2 mm Durchmesser. Ziehrichtung ↑.

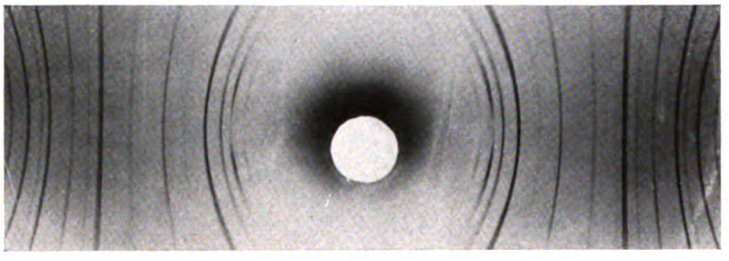


Abb. 3. Hartgezogener Zinkdraht; von 1,1 mm auf 0,4 mm abgeätzt, Fe-Strahlung.

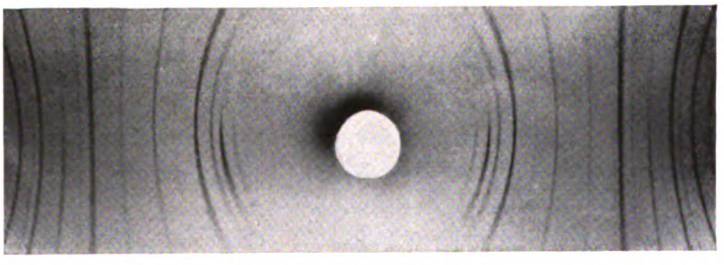


Abb. 4. Hartgezogener Zinkdraht; 1,1 mm Durchmesser. Ziehrichtung ↑.

Die Auswertung des Diagrammes ergibt, daß es sich hier um eine Kristallitanordnung handelt, die dadurch gekennzeichnet ist, daß in allen Körnern die hexagonale Achse senkrecht oder nahezu senkrecht (bis etwa 80°) zur Drahtrichtung liegt. Die Basis ist demgemäß die einzige Fläche, die in allen Körnern einen konstanten Winkel zur Drahtrichtung einnimmt[1].

Abb. 2 stellt ein am ungeätzten Draht erhaltenes Diagramm dar, dessen Vergleich mit Abb. 1 zeigt, daß die Zugtextur wie bei den regulär flächenzentrierten Metallen auch beim Magnesium nicht homogen ist. Die Symmetrie zu beiden Seiten des Äquators ist verschwunden. Die Basisinterferenz ist in der Ziehrichtung verschoben; der Reflexionskreis der Prismenfläche 1. Art zeigt ein schwaches Intensitätsmaximum, das entgegengesetzt der Ziehrichtung verschoben erscheint. Die Drahtachse ist also polar.

Die Asymmetrie läßt sich analog wie bei den flächenzentrierten Metallen unter Berücksichtigung der Absorption im Präparat so deuten, daß in den Randzonen des Drahtes der Winkel zwischen den hexagonalen Achsen der einzelnen Körner und der Drahtachse nicht mehr (im Mittel) 90° beträgt, sondern kleiner geworden ist. Die hexagonalen Achsen erscheinen in Richtung auf die Drahtachse etwas gedreht (im Mittel um 15°). Der Sinn der Drehung ist in allen Körnern derselbe. Die hexagonalen Achsen liegen nun auf einem um die Längsrichtung beschriebenen, einfachen Kegel, dessen Öffnungswinkel $2\times75°$ beträgt. Die Zwischenschichten vermitteln den Übergang zur Querlage in den zentralen Zonen[2].

2. Zugtextur von Zink.

Abb. 3 zeigt die Textur in der Mitte eines bei Zimmertemperatur einsinnig gezogenen Zinkdrahtes. Der Basiskreis ist auch hier der einzige, der ausgeprägte Interferenzmaxima aufweist. Im Gegensatz zum Magnesium liegen diese Maxima jedoch nicht auf dem Äquator. Wie die Durchrechnung ergibt, kann das Diagramm durch eine Spiralfasertextur, bei der die hexagonale Achse in den Einzelkörnern im Mittel um 72° (Streuwinkel $\pm12°$) von der Drahtachse abweicht, erklärt werden[3].

Abb. 4 gibt ein Diagramm wieder, das an einem ungeätzten Drahtstück erhalten worden ist. Der Vergleich

[1] An gegossenem Zink konnten wir bereits früher eine Ringfaser nachweisen. Z. Metallkunde 20, S. 372 (1928).

[2] E. Schmid und G. Wassermann: Z. Phys. 42, S. 779 (1927).

[1] Ob es sich hier um eine im Sinne Weissenbergs homogene Ringfasertextur oder um eine in bezug auf die Drahtachse zentrierte Ringfaser handelt, kann auf Grund solcher Aufnahmen nicht entschieden werden (vgl. auch Abschnitt 3).

[2] Auf den Unterschied zwischen einer Spiralfasertextur und der Textur, wie wir sie hier für die Randzonen beschrieben haben, kommen wir in Abschnitt 3 zurück.

[3] Vgl. auch H. Mark, M. Polanyi u. E. Schmid: Z. Phys. 12, S. 58 (1922). Von der vorliegenden Deutung etwas abweichende Angaben finden sich bei M. Polanyi: Naturwiss. 16, S. 285 (1928).

Digitized by Google

mit Abb. 3 zeigt die hier besonders stark ausgeprägte Inhomogenität der Textur. Die auf der einen Seite des Äquators liegenden Basisinterferenzen sind ein wenig in Richtung auf den Äquator zu verschoben (Drehung der hexagonalen Achsen um etwa 3°), die auf der anderen (der Zugrichtung zugehörigen) Seite liegenden sind fast völlig verschwunden. Das Diagramm ähnelt weitgehend dem des Magnesiumdrahtes, wie es Abb. 2 zeigt. Die hexagonalen Achsen liegen wieder auf einem um die Drahtachse beschriebenen Kegelmantel. Als charakteristischer Unterschied sei indessen hervorgehoben, daß sich dieser Kegel bei den beiden Metallen nach verschiedenen Seiten in bezug auf die Ziehrichtung öffnet.

Technischer, bei 100° gezogener Zinkdraht, zeigt im wesentlichen das gleiche Verhalten.

Bei wechselseitig gezogenem Draht tritt die Inhomogenität der Textur weitgehend zurück. Die Randzonen unterscheiden sich nicht typisch von der Drahtmitte, nur die Streuung der Einstellung ist größer.

Eine Erweiterung der Versuche auf Kadmium scheiterte an dem Umstand, daß dieses Metall anscheinend bereits bei Zimmertemperatur lebhaft rekristallisiert und in gezogenem Zustand keinerlei Textur aufweist.

3. Diskussion der Ergebnisse.

Um die Unterschiede zwischen den verschiedenen, beobachteten Texturen deutlicher hervorzuheben, seien noch kurz die Möglichkeiten erörtert, die für die Textur eines gezogenen Drahtes bei schräger Stellung der ausgezeichneten Kristallachsen bestehen. Bilden die Achsen in jedem Punkte des Drahtes die Erzeugenden eines Doppelkegels um die Drahtrichtung, so liegt eine Weissenbergsche Spiralfasertextur vor. Sie besitzt unendlich viele, unendlichzählige Symmetrieachsen, nämlich alle zur Drahtrichtung parallelen Geraden. Die zur Drahtrichtung senkrechte Ebene ist Symmetrieebene.

Sind hingegen die ausgezeichneten Kristallachsen nur in solchen Lagen vorhanden, daß sie die zentrale Faser des Drahtes schneiden, so bleibt nur diese als ∞-zählige Drehachse erhalten. Die Gesamtheit der Achsen bildet dann einen um die Mittelfaser des Drahtes beschriebenen Doppelkegel. Senkrecht zur Drahtrichtung steht auch bei dieser Textur, die als doppelte Kegelfasertextur bezeichnet sei, eine Symmetrieebene.

Kommt auch diese Symmetrieebene in Fortfall, so wird die ∞-zählige Mittelachse polar; es sind nur noch Kristallachsen vorhanden, die in Form eines einfachen Kegels um die Mittelfaser liegen — einfache Kegelfasertextur.

Eine röntgenographische Unterscheidung dieser Texturen ist nur bei stark absorbierenden Substanzen möglich. Auch hier ist nur die einfache Kegelfaser von den anderen durch das Fehlen der Symmetrie zu beiden Seiten des Äquators zu unterscheiden[1]. Doppelte Kegelfaser- und Spiralfasertextur liefern die gleichen Diagramme.

Für den Spezialfall der Neigung der ausgezeichneten Kristallachsen unter 0° sind die drei Texturen miteinander identisch; sie gehen in die gewöhnliche Fasertextur über. Beträgt der Neigungswinkel der Achsen 90°, so geht die (homogene) Spiralfaser in die (homogene) Ringfaser, die beiden (zentrierten) Kegelfasern in eine zentrierte Ringfasertextur über. Auch zwischen den beiden Ringfasertexturen kann, selbst bei stark absorbierenden Substanzen, ohne gesonderte Aufnahme einzelner Drahtausschnitte nicht unterschieden werden.

Eine schematische Darstellung der an flächenzentrierten und den hier untersuchten hexagonalen Metallen beobachteten Ziehtexturen unter Berücksichtigung ihrer Inhomogenität ist in Abb. 5 gegeben. In der zentralen Zone liegt bei den flächenzentrierten Metallen eine gewöhnliche Fasertextur, bei Magnesium eine (zentrierte

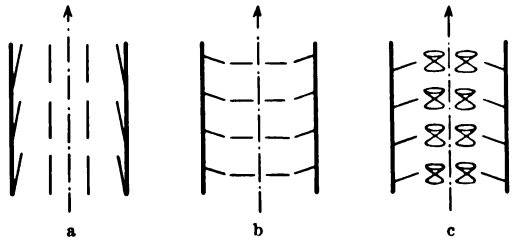


Abb. 5. Schema der Ziehtexturen. Ziehrichtung im Sinne der Pfeile. a) Flächenzentrierte Metalle; b) Magnesium; c) Zink.

oder homogene) Ringfasertextur, bei Zink eine Spiral- oder eine doppelte Kegelfasertextur vor. Die Randpartien weisen in allen Fällen einfache Kegelfasertexturen auf. Die Lage der Faserachsen kann hier stets durch eine geringe Drehung der entsprechenden Achsen der Mittelpartien beschrieben werden. Der Sinn der Drehung ist in allen Fällen gleich. Auffällig ist, daß beim Zink in den Randzonen nur eine Achsenlage erhalten bleibt.

Eine Erörterung der Zugtextur auf Grund des Deformationsmechanismus des Einzelkristalls kann nur beim Zink durchgeführt werden, da die Translationselemente des Magnesiums noch nicht bekannt sind. Bei Zink findet man in der Tat insofern Übereinstimmung mit dem Verhalten des Einzelkristalls, als auch bei diesem die hexagonale Achse sich mit zunehmender Dehnung querer stellt und einem Endwinkel von etwa 74—82° zur Drahtachse zustrebt. Die Annäherung der Drahtachse an die Translationsrichtung (diagon. Achse I. Art) tritt allerdings beim gezogenen Draht nicht mehr in Erscheinung.

Über die Ursache der Unterdrückung der zweiten Lage in den Randpartien der gezogenen Zinkdrähte können heute erst Vermutungen aufgestellt werden, von deren Wiedergabe hier aber abgesehen sei.

Der Notgemeinschaft der deutschen Wissenschaft sind wir für Unterstützung bei der Durchführung dieser Arbeit zu bestem Dank verpflichtet.

[1] E. Schmid und G. Wassermann: l. c.

Digitized by Google

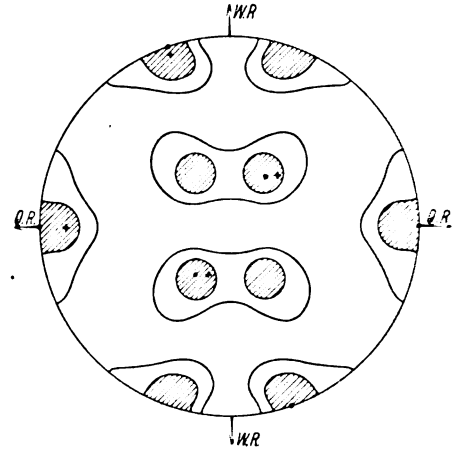
Walz- und Rekristallisationstextur regulär-flächenzentrierter Metalle. III.

Von Frhrn. v. Göler und G. Sachs[1].

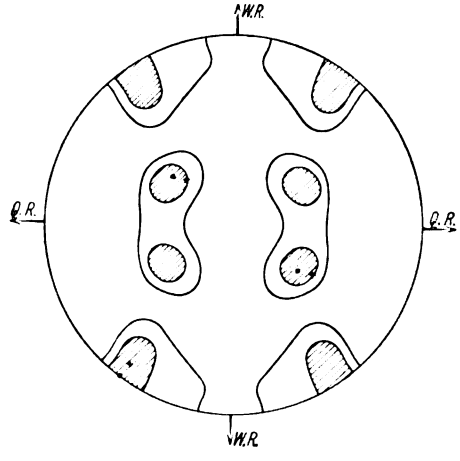
Walztexturen. In unserer ersten Mitteilung[2] konnte die bis dahin ungeklärte Anordnung der Kristalle in gewalzten Aluminiumblechen neu bestimmt und auf die Überlagerung zweier einfacher Kristallagen zurückgeführt werden. Von anderer Seite wurde dies Ergebnis bestätigt[3] und auch die Textur in gewalzten Kupferblechen in gleicher Weise gedeutet[4]. Ferner wurde auch dem Silber die gleiche Walztextur zugesprochen[4]. Dem widerspricht jedoch, worauf besonders Glocker[5] hinweist, der deutlich erkennbare Unterschied in den — in gewöhnlicher Weise senkrecht zur Walzebene hergestellten — Röntgenaufnahmen von Aluminium und Silber.

Weitere eigene Versuche, über die im folgenden berichtet wird, ergaben nun für eine Reihe regulär-flächenzentrierter Metalle und Legierungen sehr ähnliche Röntgenaufnahmen wie für Aluminium[6]. Eine Anzahl von Legierungen, insbesondere verschiedene Messinge, verhalten sich dagegen, wie schon bekannt war, eher wie Silber.

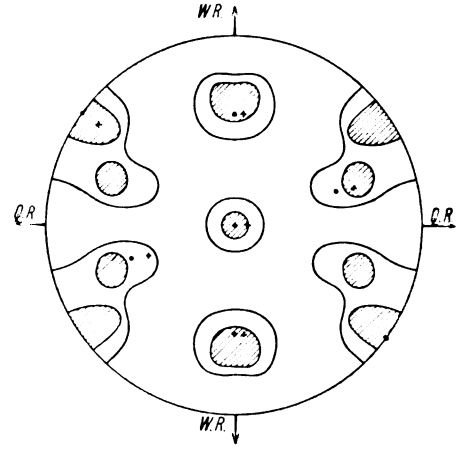
Um zunächst die Textur der Messinge genau angeben zu können, wurden an einem in geeigneter Weise vorbereiteten Präparat[7] eines Messings mit 85% Cu (Ms 85) 15 Röntgenaufnahmen in verschiedenen Richtungen hergestellt. Aus diesen wurden, wie früher ausführlich beschrieben[8], die durch Abb. 1 bis 3 wiedergegebenen Polfiguren der drei wichtigsten Kristallflächen für zwei Intensitätsstufen konstruiert. Aus diesen Polfiguren geht in der Tat hervor, daß die Walztextur von Messing durch die von Glocker für Silber angegebene Lage gut erfaßt wird. Diese Lage ist dadurch beschrieben, daß eine [112]-Richtung der Kriställchen parallel zur Walzrichtung, und eine {110}-Ebene parallel zur Walzebene (112-Lage) liegt[9]. In Abb. 1—3 ist sie durch Punkte kenntlich gemacht. Noch etwas besser wird vielleicht der experimentelle Befund, wie die Kreuzchen in Abb. 1—3 zeigen, durch eine Drehung dieser Lage um die Walzrichtung um etwa 5° wiedergegeben.



Oktaederflächen {111}.



Würfelflächen {200}.



Rhombendodekaederflächen {220}.

Abb. 1 bis 3. Polfiguren für die wichtigsten Kristallflächen bei gewalztem Messing Ms 85. (85% Cu; 98,8% Dickenabnahme.)

(R. Str. = Röntgenstrahl, N. R. = Normalrichtung des Bleches, Q. R. = Querrichtung.)

Die Gegenüberstellung der Polfiguren von Messing (Abb. 4) und von Aluminium (Abb. 5) läßt den erheblichen Unterschied in der Lagenmannigfaltigkeit der Kristalle

---

[1] Original: Z. f. Phys. 56, S. 477—484 (1929).

[2] Z. Phys. 41, S. 873—888 (1927).

[3] S. T. Konobejewski: Z. Phys. 39, S. 415—426 (1926); R. Glocker: Materialprüfung mit Röntgenstrahlen, S. 330. Berlin 1927.

[4] F. Wever u. W. Schmidt: Mitt. Kaiser-Wilhelm-Inst. f. Eisenf. 9, S. 265—272 (1927); Z. techn. Phys. 8, S. 398—400 (1927).

[5] R. Glocker: Materialprüfung mit Röntgenstrahlen, S. 329. Berlin 1927.

[6] Zur Verwendung gelangte wie früher Mo-K-Strahlung. ($\lambda_a = 0{,}71$ Å.) Bei dieser harten Strahlung sind die Unterschiede in den Reflexionswinkeln der niedrig indizierten Kristallflächen verschiedener Metalle so gering, daß die in der vorliegenden Arbeit wiedergegebenen Aufnahmen ohne weiteres vergleichbar sind.

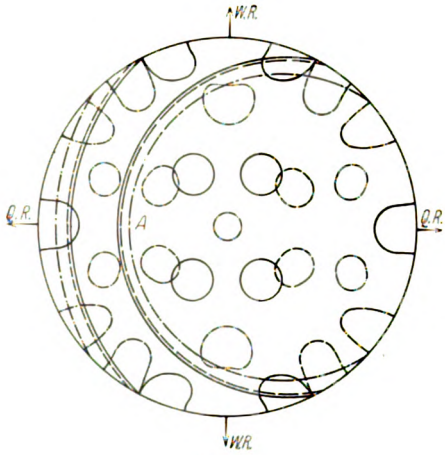
[7] Das angelieferte oder erschmolzene Material wurde zunächst stark durchgeschmiedet oder rundgewalzt bis auf etwa 4 mm Stärke, dann bei geeigneten Temperaturen ausgeglüht und schließlich möglichst genau in einer Richtung um etwa 99 bis 99,5% in etwa 15 Stichen heruntergewalzt.

[8] Vgl. Mitt. I, a. a. O.

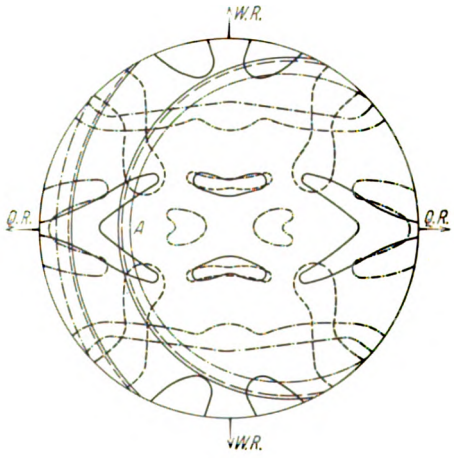
[9] Vgl. N. Uspenski u. S. Konobejewski: J. d. Russ. Phys.-Chem. Ges. 50, S. 173—184 (1922); Z. Phys. 16, S. 215 bis 217 (1923); H. Mark u. K. Weißenberg: Z. Phys. 14, S. 328—341 (1923); 16, S. 314—318 (1923).

Digitized by Google

in beiden Fällen deutlich erkennen. Wie nach dem Vorhandensein von zwei verschiedenen Lagen zu erwarten, zeigen die Polfiguren von Aluminium viel weniger von Intensität freie Flächen als diejenigen von Messing. Jedoch scheint auch bei Messing, wie aus verschiedenen einzelnen Aufnahmen hervorgeht, die zweite Lage ([111]|| Walzrichtung, {112}|| Walzebene = 111-Lage) in geringer Intensität vorhanden zu sein. Diese ist aber so gering, daß sie selbst in unserer zweiten Intensitätsstufe der Polfiguren nicht merklich in Erscheinung tritt. Bei Aluminium sind dagegen beide Lagen annähernd gleich stark vertreten[1].



Ms 85.



Al.

Abb. 4 und 5. Polfiguren bei gewalztem Ms 85 und Aluminium mit eingezeichneten Reflexionskreisen der Schrägaufnahme.
— — 111 – – – 200 – • – • – 228.

Da eine genaue Untersuchung mehrerer anderer Stoffe eine sehr umfangreiche Arbeit bedeutet, wurde nach einer Lage gesucht, bei der sich die Unterschiede der Texturen in den Aufnahmen scharf ausprägen. Besonders geeignete Aufnahmen ergibt nun, wie aus den Polfiguren (Abb. 4 u. 5) hervorgeht, eine Lage der Bleche, bei der sie 20° um die Walzrichtung aus der zum Röntgenstrahl senkrechten Stellung herausgedreht sind. Bei Ms 85 ist dann nach Abb. 6 eine Hälfte der Aufnahme, die der Stelle *A* in der Polfigur (Abb. 4) entspricht, fast frei von Reflexen. Bei Aluminium ist dagegen entsprechend Abb. 7 gerade dieser Teil der Aufnahme von charakteristischen Intensitäten gefüllt. Zur Veranschaulichung sind noch in Abb. 8 die aus den Polfiguren (Abb. 4 u. 5) konstruierten theoretischen Röntgenaufnahmen für Messing und Aluminium wiedergegeben. An Hand einer solchen Aufnahme läßt sich, wie Abb. 9—15 für eine Anzahl anderer Metalle und Legierungen zeigen, eine einigermaßen zuverlässige Aussage darüber machen, ob sich eine Textur einer der beiden genannten Gruppen zuteilen läßt.

Von den reinen Metallen zeigen Kupfer (Abb. 9) und Nickel (Abb. 10) praktisch das gleiche Bild wie Alumi-

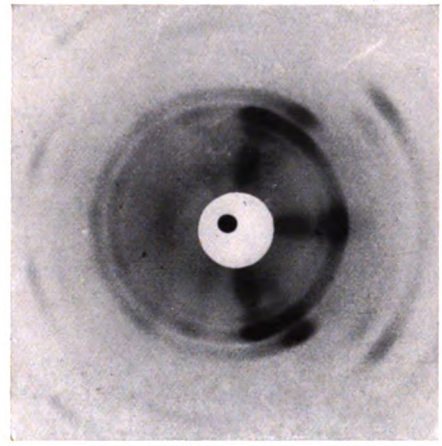


Abb. 6. Schräge Röntgenaufnahme von Handelsmessing (84,4% Cu, 15,7% Zn, 0,07% Fe) (rundgewalzt, 500° ½ st geglüht, 99,2% gewalzt).

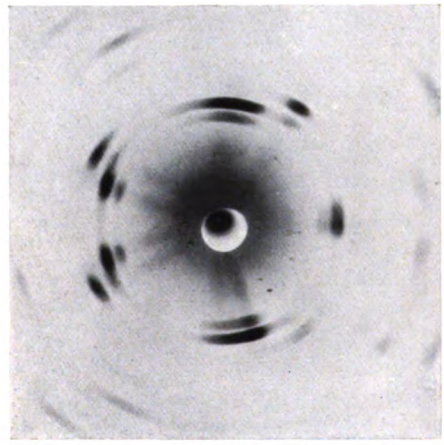


Abb. 7. Schräge Röntgenaufnahme von Aluminium (durchgeschmiedet, 500° ½ st geglüht, 99,5% gewalzt).

nium (Abb. 7). Die Aufnahme von Gold (Abb. 11) stimmt in den wesentlichen Zügen ebenfalls mit denen von Aluminium, Kupfer und Nickel überein. Kleine, möglicherweise vorhandene Unterschiede erklären sich vielleicht durch eine etwas größere Streuung bei Gold, vielleicht auch durch einen verschiedenen Anteil der zwei Lagen.

Das Bild von Silber (Abb. 12) hat dagegen ein ganz gleichartiges Aussehen wie das von Messing[1].

[1] F. Wever u. W. Schmidt, a. a. O., geben für das Verhältnis beider Lagen in Aluminium 1,4 : 1 an.

[1] Von den vier Stoffen Aluminium, Kupfer, Silber und Nickel wurde im Laufe der Untersuchung eine große Zahl von Aufnahmen an Präparaten verschiedener Reinheit und verschiedener Vorbehandlung durchgeführt, die ausnahmslos gleichartige Bilder für Aluminium, Kupfer und Nickel und

Digitized by Google

Von Legierungen geben Gold-Silberlegierungen mit Gehalten von 30 und mehr Gew.-Proz. Ag nach Abb. 13 und eine Zinnbronze nach Abb. 14 ähnliche Bilder wie Messing und Silber, Konstantan dagegen, wie Abb. 15 zeigt, eine Aufnahme wie Aluminium, Kupfer und Nickel. Eine Gold-Silberlegierung mit 5% Ag ergab ebenfalls eine gleichartige Aufnahme.

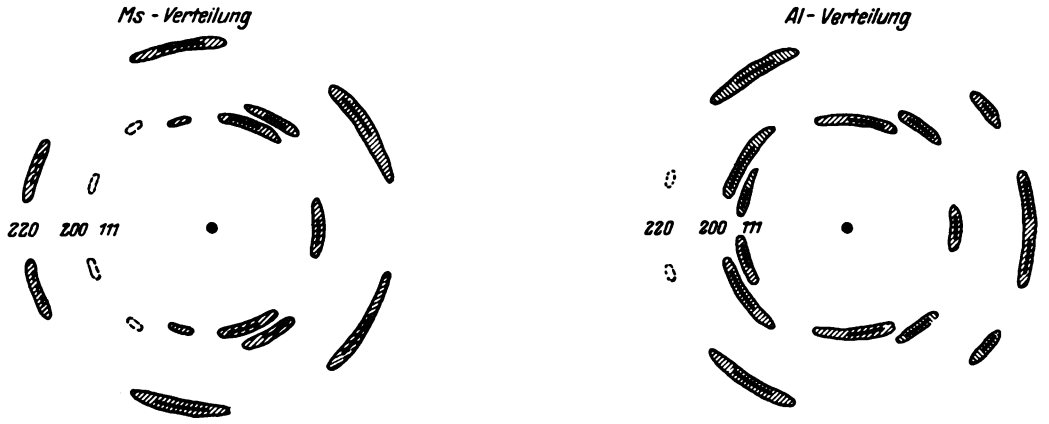


Abb. 8. Schematische Röntgenaufnahmen der 20° um die Walzrichtung gedrehten Proben.

Auch Aufnahmen bei Durchstrahlung senkrecht zur Walzebene lassen schon, wie erwähnt, die Unterschiede in den Texturen erkennen. Dies zeigt z. B. deutlich der

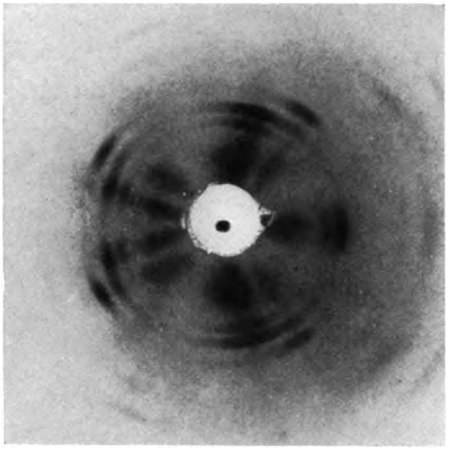


Abb. 9. Elektrolytkupfer (rundgewalzt, 500°, ½ st geglüht, 98,8% gewalzt).

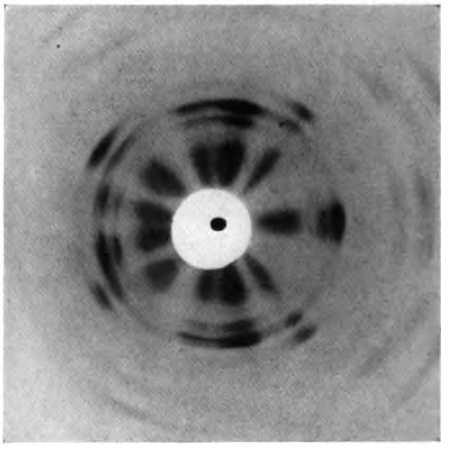


Abb. 11. Feingold (geschmiedet, 500°, ½ st geglüht, 99,6% gewalzt).

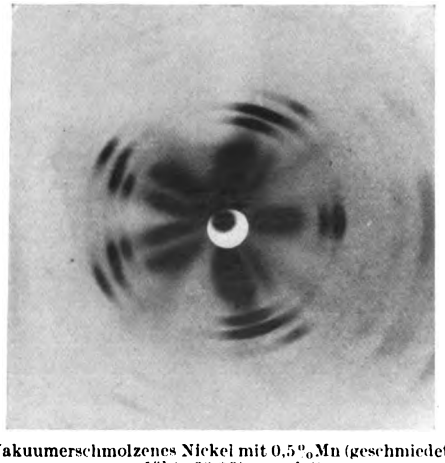


Abb. 10. Vakuumerschmolzenes Nickel mit 0,5% Mn (geschmiedet, 900° ½ st geglüht, 98,8% gewalzt).

Abb. 12. Vakuumerschmolzenes Feinsilber (geschmiedet, 250° ½ st geglüht, 99,0% geschmiedet, 250° ½ st geglüht, 99,0% gewalzt).

Abb. 9 bis 12. Schräge Röntgenaufnahmen von reinen Metallen.

andersartige für Silber ergaben. Die von Wever und Schmidt a. a. O. festgestellte Gleichartigkeit der Texturen von Aluminium, Kupfer und Silber widerspricht allen sonstigen Beobachtungen. Da von ihnen keine Aufnahmen veröffentlicht sind, läßt sich der Grund dieser Unstimmigkeit nicht feststellen.

Durch die vorliegende Untersuchung ist nachgewiesen, daß die Walztexturen der regulär-flächenzentrierten Metalle und Legierungen nicht gleichartig sind. Die Unter-

Vergleich einer Nickelaufnahme in Abb. 16 mit einer solchen von Silber in Abb. 17.

Digitized by Google

schiede lassen sich jedoch, wie es auch schon bei der Ziehtextur von Drähten festgestellt wurde[1], auf die Überlagerung zweier Texturen in verschiedenem Verhältnis zurückführen.

Nach den bisher vorliegenden Versuchen scheint dabei das Gesamtbild der Textur im wesentlichen vom Stoffe abzuhängen; während Nebeneinflüsse, wie die Walzbedingungen, etwaige Verunreinigungen usw. erst in zweiter Linie von Bedeutung sind. Man wird daher zum Verständnis der Walztexturen versuchen müssen, ihre

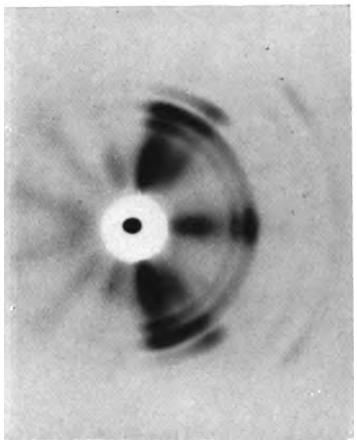


Abb. 13. 70% Au, 30% Ag (geschmiedet, 750°, ½ st geglüht, 98,8% gewalzt).

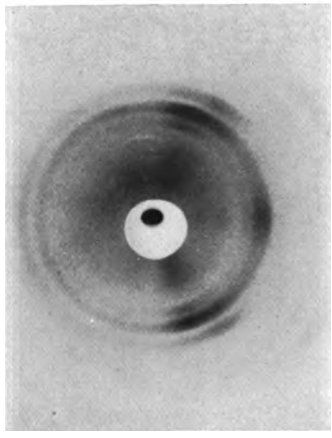


Abb. 14. 95% Cu, 5% Sn (geschmiedet, 700°, ½ st geglüht, 99,1% gewalzt).

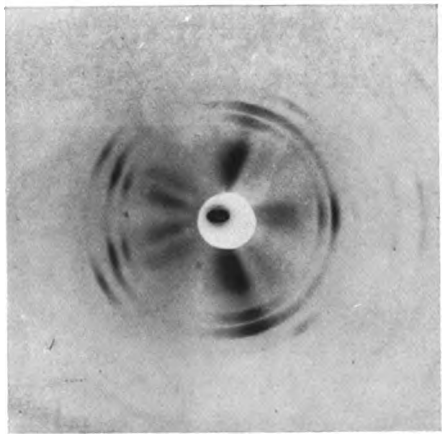


Abb. 15. 60% Cu, 40% Ni (Konstantan) (geschmiedet, 600°, ½ st geglüht, 98,8% gewalzt).

Abb. 13 bis 15. Schräge Röntgenaufnahmen von Legierungen.

[1] E. Schmid u. G. Wassermann: Z. Phys. 42, S. 779 bis 794 (1927).

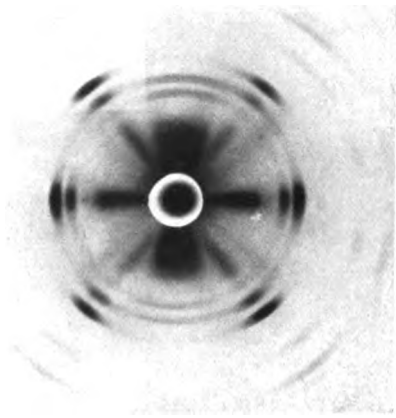


Abb. 16. Röntgenaufnahme senkrecht zur Walzebene von Nickel.

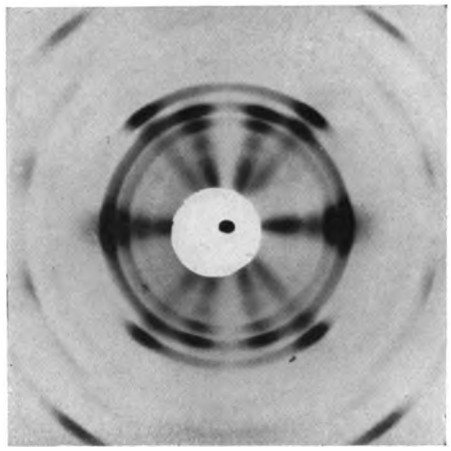


Abb. 17. Röntgenaufnahme senkrecht zur Walzebene von Silber.

Entstehung auf den Verformungsmechanismus einzelner Kristalle zurückzuführen. Versuche an einzelnen Kristallen lassen jedoch wohl ein unterschiedliches Verhalten von Metallen und Legierungen[1], nicht aber von reinen Metallen unter sich erkennen[2]. Die bisherigen Versuche an einzelnen Kristallen reichen allerdings noch nicht aus, um ihr Verhalten bei so verwickelten Spannungszuständen, wie sie im Haufwerk beim Walzen vorliegen, zu erklären.

[1] C. F. Elam: Proc. Roy. Soc. (A) 115, S. 148—166 (1927); M. Masima u. G. Sachs: Z. Phys. 50, S. 161—186 (1928); Frhr. v. Göler u. G. Sachs: Z. f. Phys. 55, S. 581—620 (1929).

[2] C. F. Elam: Proc. Roy. Soc. (A) 112, S. 289—296 (1926).

Digitized by Google

Walz- und Rekristallisationstextur regulär-flächenzentrierter Metalle. IV.

Von Frhrn. v. Göler und G. Sachs[1].

Rekristallisationstexturen. Beim Ausglühen von Blechen kann beim Ersatz der durch Walzen verformten Kristalle durch neue eine von der Walztextur verschiedene Rekristallisationstextur entstehen. Die regulär-flächenzentriert kristallisierenden Metalle verhalten sich dabei insofern recht merkwürdig, als bei Kupfer eine einfache Anordnung der Kristalle sichergestellt ist, bei der die Kristalle mit je einer Würfelkante der Walzrichtung und Querrichtung parallel liegen (Würfeltextur)[2], bei Silber[3] dagegen in Übereinstimmung mit Messing[4] eine andere, verwickeltere Kristallage mit einer [112]-Richtung parallel der Walzrichtung und einer {113}-Ebene in der Walzebene (113-Textur). Besonders überraschend ist dabei, daß die sonst sehr ähnlichen Metalle Kupfer und Silber sich so grundsätzlich verschieden verhalten. Um einen weiteren Überblick über die Gesetzmäßigkeiten der Kristallgleichrichtung bei der Rekristallisation zu erhalten, wurden daher eine Anzahl verschiedener Metalle und Legierungen untersucht, wobei besonders auch den Entstehungsbedingungen der Textur und dem Einfluß von Verunreinigungen nachgegangen wurde.

Entstehungsbedingungen. Von unserer früheren Untersuchung her ist es zunächst bekannt, daß für das Entstehen einer guten Rekristallisationstextur das Gefüge des Ausgangsmaterials feinkörnig und ungeordnet sein muß. Dies wurde stets dadurch erreicht, daß das angelieferte oder selber erschmolzene Material gut durchgeschmiedet oder rundgewalzt und dann bei niedrigen Temperaturen ausgeglüht wurde. Noch mehr als Grobkörnigkeit[1] stört die Anwesenheit einer Kristallgleichrichtung im Ausgangsmaterial, da dann sowohl die Walztextur als auch die Rekristallisationstextur stark von der normalen abweichen können. Auch muß das Blech stets möglichst genau in der gleichen Richtung gewalzt werden.

Ferner stellt sich nach dem Röntgenbild eine ausgeprägte und dementsprechend deutbare Kristallgleichrichtung erst nach höheren Walzgraden ein, bei Kupfer nach Abb. 1 bis 4 etwa bei Walzgraden oberhalb 80% (= Höhenverminderung zwischen den beiden letzten

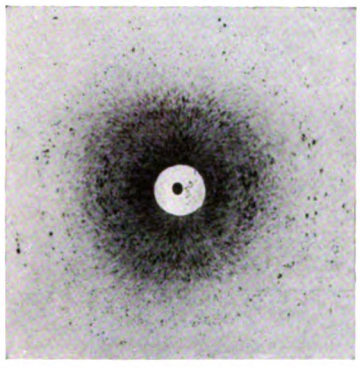


Abb. 1. 71%.

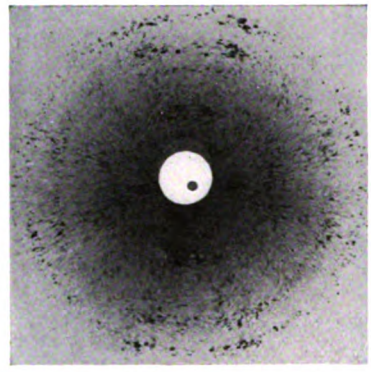


Abb. 2. 80%.

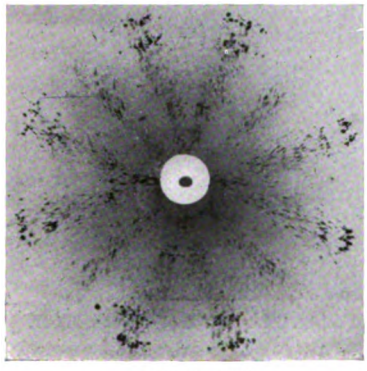


Abb. 3. 90%.

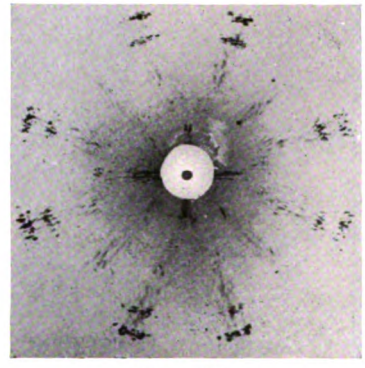


Abb. 4. 95%.

Abb. 1 bis 4. Ausbildung der Rekristallisationstextur bei Elektrolytkupfer, um verschiedene Beträge gewalzt. (Geglüht 400°, 1/2 st.)

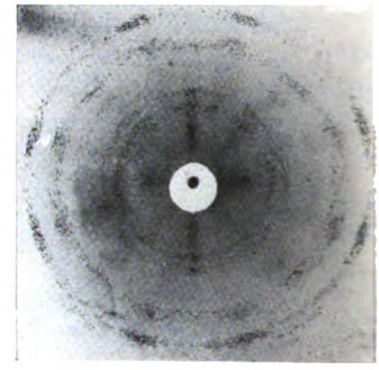


Abb. 5. 750°

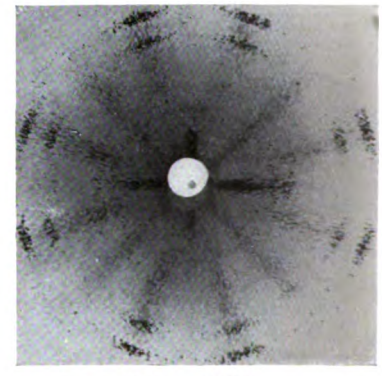


Abb. 6. 1320°.

Abb. 5 und 6. Ausbildung der Rekristallisationstextur bei Nickel (mit 0,5% Mn), bei verschiedenen Temperaturen, 1/2 st geglüht (gewalzt 97,6%).

[1] Original: Z. Phys. 56, S. 485—494 (1929).

[2] Vgl. unsere II. Mitteilung, Z. Phys. 41, S. 889—906 (1927); ferner H. Widmann: ebenda 45, S. 200—224 (1927).

[3] R. Glocker: ebenda 31, S. 386—410 (1925); R. Glocker u. E. Kaupp: Z. Metallkunde 16, S. 377—379 (1924); R. Glokker, E. Kaupp u. H. Widmann: ebenda 17, S. 353—357 (1925); R. Glocker u. H. Widmann: ebenda 19, S. 41—43 (1927); H. Widmann: Z. Phys. 45, S. 200—224 (1927).

[4] A. Baß u. R. Glocker: Z. Metallkunde 20, S. 179—183 (1928); O. Bauer, Frhr. v. Göler u. G. Sachs: ebenda S. 202—208.

[1] Den Einfluß der Korngröße im Ausgangsmaterial lassen z. B. die Aufnahmen für Silber (Abb. 11—14) erkennen.

Digitized by Google

Glühungen). Ist das Blech um mehr als etwa 95% herabgewalzt, so ist die Würfellage nach dem Glühen bei allen Temperaturen so ausgeprägt, daß Kristalle, die um mehr als 10° von der Würfellage abweichen, kaum vorkommen[1].

Die Gleichrichtung der Kristalle wird in den meisten Fällen auch mit der Höhe der Glühtemperatur besser. Bei der Betrachtung der Röntgenaufnahmen muß beachtet werden, daß hochgeglühtes Material vielfach grobkörnig ist und daher eine einwandfreie Deutung erschwert. Kupfer, das schon bei niedrigen Temperaturen eine sehr scharfe Gleichrichtung besitzt, läßt im Röntgenbilde die Wirkung der Glühtemperatur nicht besonders gut erkennen. Frühere Beobachtungen über die Zipfelbildung[2] lassen sich aber dahin deuten, daß die Würfeltextur auch bei Kupfer mit Steigerung der Glühtemperatur schärfer wird. Sehr deutlich ist dies in den Röntgenbildern von Nickel (Abb. 5 und 6) sowie Gold (Abb. 7 und 8) zu erkennen. Die für Gold wiedergegebenen Aufnahmen sind Laueaufnahmen und somit nicht ohne weiteres deutbar. Daß hier eine Würfeltextur vorliegt, wurde auch durch Drehaufnahmen festgestellt. Ähnlich wie Nickel und Gold verhielt sich auch eine Kupferlegierung mit 2% Zn.

Bei Silber soll nach Glocker[3] die Rekristallisationstextur durch Glühen bei hohen Temperaturen einem ungeordneten Gefüge Platz machen. Diese Feststellung konnten wir, wie Abb. 9 bis 12 zeigen, nicht bestätigen. Danach erscheint die Rekristallisationstextur nach dem Glühen bei 920° eher schärfer ausgeprägt als nach dem Glühen bei niedrigen Temperaturen[1]. Besonders deutlich tritt dies in der an sich unvollkommenen Rekristallisationstextur des einen vor dem Walzen verhältnismäßig hoch geglühten (850°) und dadurch grobkörnig gewordenen Präparats (Abb. 10 und 12) hervor.

Einfluß von Verunreinigungen. Das oben angeführte Nickel enthielt aus Verarbeitungsgründen[2] Beimengung an einem anderen Stoff, und zwar 0,5 % Mangan. Nach der scharfen Ausprägung der Würfeltextur bei diesem Nickel sind also 0,5% Mangan, die mit Nickel eine feste Lösung bilden, von geringer Wirkung auf die Ausbildung einer Rekristallisationstextur. Auch Zink, das mit Kupfer Mischkristalle bildet, beeinträchtigt die Rekristallisationslage des Kupfers, wie die oben angeführte Legierung mit dem immerhin erheblichen Gehalt von 2% Zn zeigt, nur wenig, und zwar im Sinne der Überführung in die noch zu besprechende Rekristallisationstextur der Messinge.

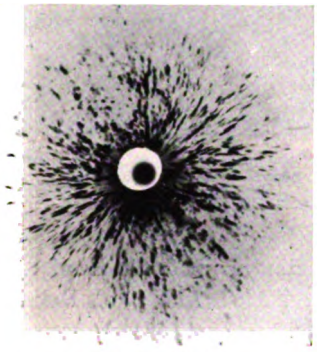


Abb. 7. 220°.

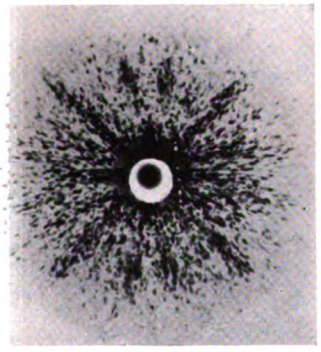


Abb. 8. 1000°.

Abb. 7 und 8. Ausbildung einer Rekristallisationstextur bei Feingold, bei verschiedenen Temperaturen, 1/2 st geglüht (gewalzt 99,6%).

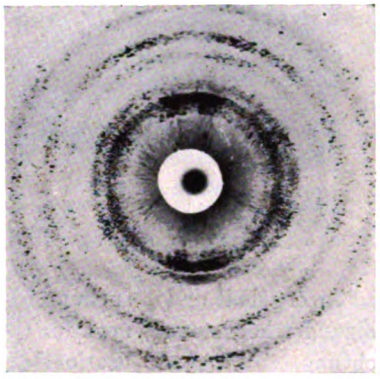


Abb. 9. Vorgeglüht: 225°, geglüht: 215°.

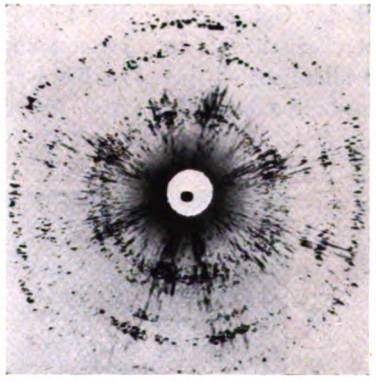


Abb. 11. Vorgeglüht: 225°, geglüht: 920°.

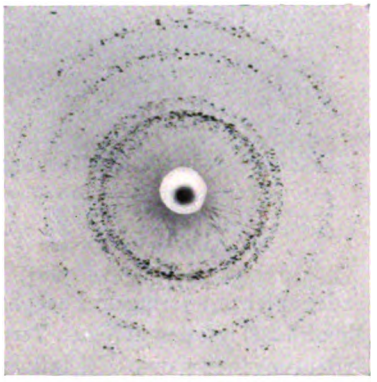


Abb. 10. Vorgeglüht: 850°, geglüht: 215°.

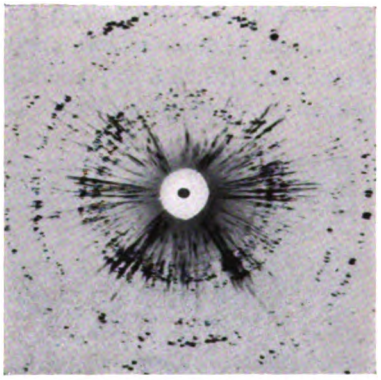


Abb. 12. Vorgeglüht: 850°, geglüht: 920°.

Abb. 9 bis 12. Ausbildung der Rekristallisationstextur bei vakuumerschmolzenem Silber, geschmiedet, bei verschiedenen Temperaturen vorgeglüht, gewalzt (99,5%) und bei verschiedenen Temperaturen geglüht.

[1] Auch nach einer zwischen 100 und 150° vorgenommenen Bearbeitung war die Rekristallisationstextur scharf ausgesprochen.

[2] K. Kaiser: Z. Metallkunde 19, S. 435—437 (1927).

[3] R. Glocker: a. a. O.

[1] Dies war auch bei einem Präparat der Fall, das ohne Zwischenglühung aus dem Gußzustand um 98,8% herabgewalzt worden war.

[2] Sehr reines Nickel läßt sich nicht verarbeiten. Eine Probe, die wir uns aus chemisch reinem Nickelpulver sintern und warmwalzen ließen, konnte von uns nicht weitergewalzt werden.

Digitized by Google

Von geringem Einfluß war ferner bei Kupfer der Sauerstoffgehalt. Selbst ein Material mit dem außergewöhnlich hohen Sauerstoffgehalt von 0,15% ergab eine scharfe Würfeltextur.

Dagegen erwiesen sich die bei handelsüblichem Material sonst vorhandenen Verunreinigungen von sehr starker Wirkung. Nach Abb. 13 und 14 zeigen z. B. Raffinadekupfer mit geringem Phosphor- und Arsengehalt und Mondnickel mit den üblichen Verunreinigungen höchstens andeutungsweise eine Kristallgleichrichtung.

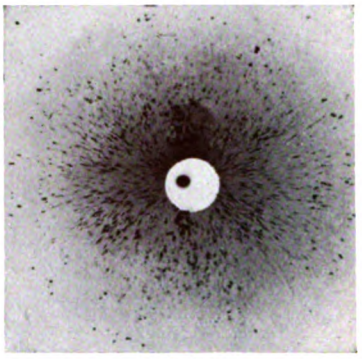


Abb. 13. Röntgenaufnahme von Raffinadekupfer, 99,7% gewalzt und 1000°, ½ st geglüht. (99,73% Cu, 0,2% Ni, 0,02% Fe, 0,035% P, 0,012% As.)

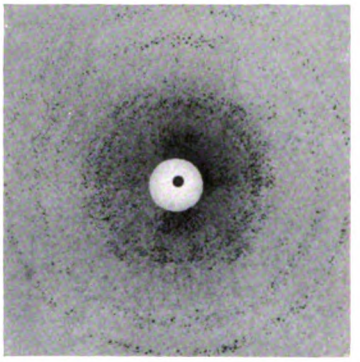


Abb. 14. Röntgenaufnahme von Mondnickel, 99,2% gewalzt und 900°, ½ st geglüht. (99,52% Ni und Co, 0,05% Cu, 0,15% Fe, 0,15% Mg, 0,04% Si, 0,09% C.)

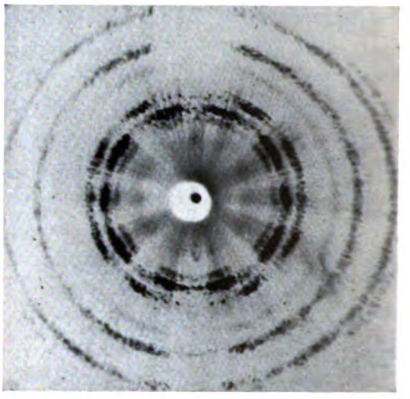


Abb. 15. Drehaufnahme (um Walzrichtung) von sehr reinem Aluminium. (99,93% Al, 98,0% gewalzt, 600°, ½ st geglüht.)

Bei Aluminium konnte eine von der Walztextur verschiedene Rekristallisationstextur bisher nicht beobachtet werden. Im allgemeinen erscheint das Gefüge von geglühtem Aluminiumblech ungeordnet. Bei sehr reinem Aluminium (99,93% Al) konnten wir allerdings — besonders in sehr hoch geglühten Blechen — eine deutliche Gleichrichtung der Kristalle feststellen, wie es die Drehaufnahme um die Walzrichtung (Abb. 15) erkennen läßt. Die dazugehörige Textur ist aber, soweit die Grobkörnigkeit des Präparats einen Schluß gestattete, nur wenig von der Walztextur verschieden, zweifellos aber schärfer ausgeprägt[1]. Aluminium scheint sich also als Blech ganz ähnlich wie als Draht zu verhalten, wo die Ziehtextur bei sehr reinem Material ebenfalls durch Glühen schärfer wird[2]. Daß der Reinheitsgrad auch hier für die Erhaltung einer Kristallgleichrichtung von Bedeutung ist, fand sich noch in einem technischen Falle bestätigt. Ein Material mit 0,17% Si führte beim Ziehen von Hohlkörpern zu unebenen Rändern (Zipfelbildung), verhielt sich also anisotrop, ein solches mit 0,4% Si dagegen nicht[1].

Rekristallisationstexturen verschiedener Metalle und Legierungen. Durch die vorliegende Untersuchung ist also die Würfeltextur außer für Kupfer auch noch für Gold (Abb. 8) und Nickel (Abb. 6) als Rekristallisationstextur aufgefunden worden. Unter geeigneten Bedingungen ist die Gleichrichtung der Kristalle im Blech sehr scharf ausgeprägt. Die Würfeltextur bleibt in der Regel bei geringen Zusätzen, die in fester Lösung aufgenommen werden, erhalten, so bei Zusatz von 2% Zink zu Kupfer. Außerdem tritt sie auch noch entsprechend Abb. 16 bei Kupfer-Nickellegierungen (Konstantan) auf.

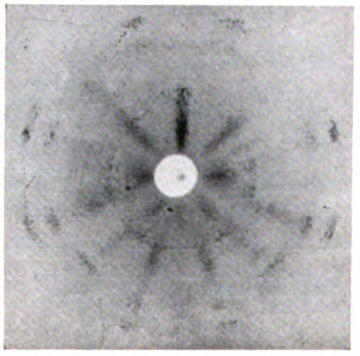


Abb. 16. Würfeltextur bei Konstantan. (98,8% gewalzt, 1000°, ½ st geglüht.)

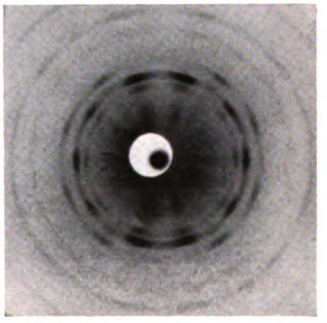


Abb. 17. Drehaufnahme von Feinsilber. (99,5% gewalzt, 500°, ½ st geglüht.)

Abb. 18. Drehaufnahme von Messing mit 85% Kupfer. (99,3% gewalzt, 500°, ½ st geglüht.)

Dagegen besitzt Silber, soweit bisher festgestellt ist, als einziges reines Metall mit regulär-flächenzentriertem Gitter eine ganz andere, verwickeltere Rekristallisationslage (113-Textur). Eine hierfür charakteristische Drehaufnahme (um die Walzrichtung) zeigt Abb. 17. Sehr ähnlich erscheint auch nach Abb. 18 die Rekristallisationstextur von Messing mit 85% Kupfer, die gleichartig auch bei anderen Messingen mit einem Kupfergehalt zwischen 90 und 63% auftritt[2]. Ferner zeigten noch an-

[1] Vgl. Abb. 14 in Mitteilung I, Z. Phys. 41, S. 880 (1927).

[2] Frhr. v. Göler u. G. Sachs: Z. Metallkunde 19, S. 90 bis 93 (1927); E. Schmid u. G. Wassermann: Z. techn. Phys. 9, S. 106—109 (1928).

[1] Näheres siehe Mitteilung V, Z. Phys. 56, S. 495—502 (1929).

[2] O. Bauer, Frhr. v. Göler u. G. Sachs: Z. Metallkunde 20, S. 202—208 (1928).

Digitized by Google

deutungsweise eine Bronze mit 5% Zinn und eine Silberlegierung mit 1% Zink diese Textur.

Bei Gold-Silberlegierungen geht mit zunehmendem Silbergehalt die Rekristallisationsanordnung von der Würfeltextur zur 113-Textur über. Legierungen mit 5 und 30% Ag zeigen nach Drehaufnahmen (Abb. 19) vorherrschend die Würfeltextur. Dabei ist aber offensichtlich ein Teil der Kriställchen nach der 113-Textur orientiert, wie ein Vergleich mit der Aufnahme von Silber (Abb. 17) erkennen läßt. Aufnahmen von Legierungen mit 70 und 95% Ag hatten dagegen das gleiche Aussehen wie solche von Silber. Die Übergangsnatur der Textur von hoch goldhaltigen Legierungen zeigte sich auch darin, daß bei Vorversuchen an einer Legierung mit 5% Ag eine ausgesprochene 113-Textur, an einer Legierung mit 30% Ag eine ausgesprochene Würfeltextur erhalten wurde, so daß die Kristallanordnung bei diesen Legierungen offenbar besonders empfindlich ist. Ähnliche Erfahrungen wurden auch bei hoch kupferhaltigen Kupfer-Zinklegierungen (0,2—0,3% Zn) gemacht.

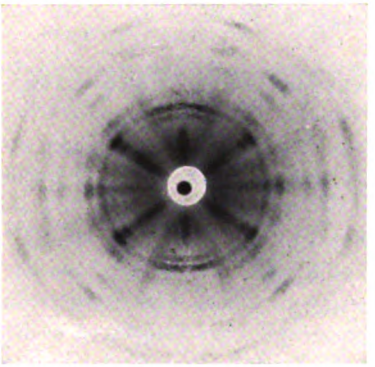
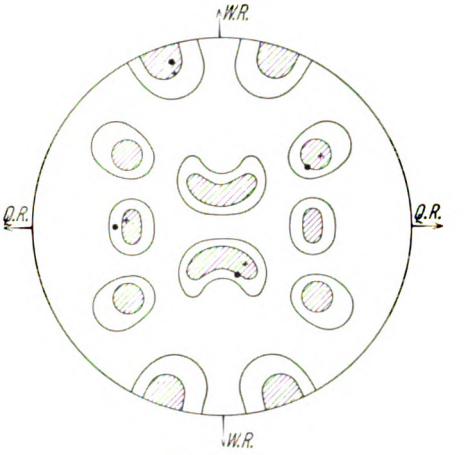


Abb. 19. Würfeltextur bei einer Gold-Silberlegierung mit 30% Ag. (99% gewalzt, 1000°, ½ st geglüht, Drehaufnahme.)

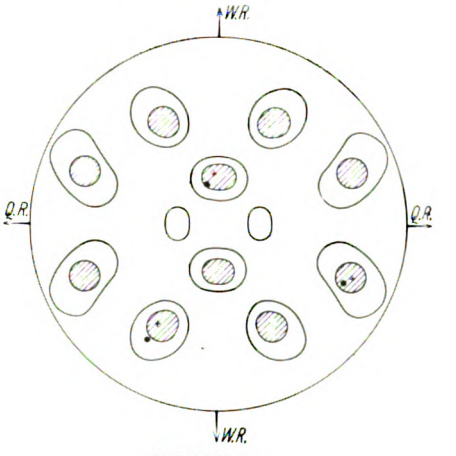
Bei Aluminium tritt eine von der Walzlage verschiedene Rekristallisationstextur anscheinend überhaupt nicht auf. Bei genügender Reinheit bleibt nur die Walzlage ganz oder teilweise erhalten (Abb. 15). Auch bei Palladium und Platin ergaben bisher einige Vorversuche keine ausgeprägte Rekristallisationstextur.

Der Umstand, daß Silber sich so ganz verschieden von den anderen, ihm nicht nur im Gitterbau, sondern auch in allen Eigenschaften sehr ähnlichen Metallen verhält, gab Veranlassung zur Untersuchung einer größeren Zahl verschieden reiner und verschieden behandelter Silberproben. Insbesondere wurden, da ein Einfluß von gelöstem Sauerstoff vermutet worden war, einige Schmelzen im Vakuum ausgeführt und eine Probe aus einem im Hochvakuum destillierten Silber hergestellt. In allen Fällen ergab sich aber übereinstimmend die 113-Textur, die demnach wirklich als Rekristallisationslage des Silbers angesprochen werden muß[1].

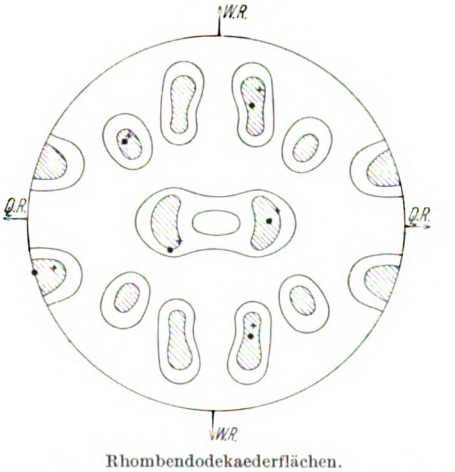
Eine gewisse Erklärung für das abweichende Verhalten von Silber gibt nur der Umstand, daß die beiden in der Rekristallisationstextur verschiedenen Stoffgruppen sich auch deutlich in ihrer Walztextur unterscheiden. Alle Stoffe mit Würfeltextur (Kupfer, Nickel, Gold, Konstantan) besitzen eine Walztextur, bei der zwei Kristallagen sich überlagern, während bei den Stoffen mit der 113-Textur (Silber, Messing, Bronze) in gewalztem Zustande praktisch nur die eine der beiden Walzlagen auftritt[1].



Oktaederflächen.



Würfelflächen.



Rhombendodekaederflächen.

Abb. 20 bis 22. Polfiguren für die wichtigsten Kristallflächen bei Ms 85, gewalzt. (98,8% Dickenabnahme und bei 500° ½ st geglüht.)

Die Deutung der verschiedenartigen Rekristallisationstexturen von Kupfer usw. und von Silber wäre damit auf die Aufgabe zurückgeführt, die verschiedenartige Walztextur dieser Stoffe zu erklären.

Die Rekristallisationslage von Messing. Um von der 113-Textur ein genaueres Bild zu gewinnen, er-

[1] H. Widmann: Z. Phys. 45, S. 200—204 (1927).

[1] Vgl. Mitteilung III, Z. Phys. 56, S. 477—484 (1929).

Digitized by Google

schien es notwendig, auch von ihr eine eingehendere Aufnahme durchzuführen. Die für Ms 85 (Messing mit 85% Kupfer) in gleicher Weise wie für die Walztextur[2] ermittelten Polfiguren der drei wichtigsten Kristallflächen für die 113-Textur geben Abb. 20 bis 22 wieder. In diese sind auch die der 113-Lage entsprechenden Punkte (·) eingetragen. Der Intensitätsverteilung wird jedoch noch besser eine Lage gerecht, die von der 113-Lage um etwa 10° abweicht und in den Abb. 20—22 durch Kreuze (+) gekennzeichnet ist. Daß die Rekristallisationslage der Messinge — und auch des Silbers — nicht genau der 113-Lage entspricht, geht auch schon in anschaulicher Weise daraus hervor, daß in den Drehaufnahmen (Abb. 17 und 18) die Intensitätsmaxima der innersten Interferenzkreise nicht genau auf Schichtlinien, d. h. auf annähernd horizontalen Linien, liegen. Eine besondere Aufnahme, bei der der 113-Reflexionskreis durch die Normalrichtung verlief, zeigte ferner, daß diese nicht mit einem Intensitätsmaximum von 113-Reflexen zusammenfällt. Wenn diese Abweichung auch praktisch von geringer Bedeutung ist und die Rekristallisationslage in ihren charakteristischen Zügen durch die 113-Lage ausreichend beschrieben wird, so erscheint es doch bemerkenswert, daß die 113-Textur im Gegensatz zur Würfeltextur keine streng rationale Lage ist.

Ein Zusammenhang zwischen der 113-Textur und der dazugehörigen Walztextur (112-Textur) ist nicht erkennbar. Eigenartig ist nur der Umstand, daß diese Rekristallisationslage aus der Walztextur einfach durch Drehung um die Walzrichtung um 30° hervorgeht.

Das bisherige Tatsachenmaterial reicht offenbar noch nicht aus, um irgendwelche umfassenderen Gesetzmäßigkeiten festzustellen, welche das Kristallwachstum bei der Rekristallisation von Blechen regulär-flächenzentrierter Metalle regeln.

Walz- und Rekristallisationstextur regulär-flächenzentrierter Metalle. V.

Von Frhrn. v. Göler und G. Sachs[1].

Textur und Eigenschaften. Die röntgenographisch festgestellte Anisotropie eines Bleches kommt auch in seinen Eigenschaften zum Ausdruck. Bei den regulär-flächenzentrierten Metallen können besonders die für die Technik wichtigen Festigkeitseigenschaften in starkem Maße richtungsabhängig sein[2].

Von einer Anzahl von Metallen und Legierungen wurden daher Festigkeit und Dehnung von Proben bestimmt, welche gewalzten und geglühten Blechen in verschiedener Lage zur Walzrichtung entnommen waren. Die Bleche waren nach der üblichen Vorbehandlung von 4 mm auf annähernd 0,3 mm, also rund 92% Höhenverminderung, herabgewalzt. Die Zerreißstäbe hatten eine Breite von 4 mm und eine Meßlänge von 18 mm. Im allgemeinen wurden je zwei bis vier gleichartig behandelte Stäbe zerrissen, die an verschiedenen Stellen des Bleches entnommen waren.

Bei dem verhältnismäßig niedrigen Walzgrad von 92% ist die Gleichrichtung in den Röntgenaufnahmen noch nicht sehr ausgesprochen. Die Anisotropie der Eigenschaften ist nichtsdestoweniger, wie Abb. 1 bis 4 zeigen, in den Fällen, wo sie zu erwarten war, deutlich nachweisbar[3].

Die Richtungsabhängigkeit der Blecheigenschaften ist nun in den Abb. 1 bis 4 in Vergleich gesetzt mit den Festigkeitseigenschaften entsprechend orientierter einzelner Kristalle. Benutzt wurde dazu die Orientierungsabhängigkeit der Festigkeit und Dehnung, wie sie auf Grund einer durch Versuche[4] ermittelten mittleren Fließkurve für Aluminiumkristalle berechnet worden war[1]. Nach den bisher vorliegenden Untersuchungen erscheint die Übertragung dieser Festigkeitskörper auf die anderen reinen Metalle[2] des gleichen Kristallsystems berechtigt, während sie für die meisten Mischkristalle, z. B. Messingkristalle[3], wohl nur Näherungswerte ergeben dürfte.

Abb. 5 und 6 geben die früher berechnete Festigkeit und Dehnung von Aluminiumkristallen durch Schichtlinien in stereographischer Projektion wieder. In Abb. 7 bis 10 sind die Zonenkreise eingezeichnet, die der Lage der Blechebene bei den verschiedenen Texturen entsprechen würden, wenn das Blech aus einem einzigen oder mehreren der Textur entsprechend gelegenen Kristallen bestehen würde. Wir bezeichnen kurz die Walztexturen mit 112-Textur ([112] ∥ Walzrichtung, [111] ∥ Querrichtung), 111-Textur ([111] ∥ Walzrichtung, (110) ∥ Querrichtung) und 335-Textur ([335] ∼ ∥ Walzrichtung, [154] ∼ ∥ Querrichtung). Als Mischtextur ist die Überlagerung der 112-Textur und der 111-Textur im Verhältnis 1 : 1 eingeführt. Die Rekristallisationstexturen sind mit Würfeltextur ([100] ∥ Walzrichtung, [010] ∥ Querrichtung, [001] ∥ Normalrichtung) und 113-Textur ([112] ∥ Walzrichtung, [311] ∥ Normalrichtung) angegeben.

Im allgemeinen sind für jeden Winkel zur Walzrichtung entsprechend der Symmetrie des Walzvorganges zwei Punkte auf dem Zonenkreis zu berücksichtigen. Die kristallographischen Kurven der Abb. 1 bis 4 sind aus den Mittelwerten der Festigkeitseigenschaften beider Lagen konstruiert. Für die Mischtextur sind wieder die Mittelwerte der 111- und 112-Textur gegeben. Übrigens ist die gute Übereinstimmung der theoretischen Festigkeits-

[1] Original. Z. Phys. 56, S. 495—502 (1929).

[2] W. Köster: Z. Metallkunde 18, S. 112—116 (1926); Frhr. v. Göler u. G. Sachs: Z. Phys. 41, S. 889—906 (1927); O. Bauer, Frhr. v. Göler u. G. Sachs: Z. Metallkunde 20, S. 202—208 (1928); F. Körber u. H. Hoff: Mitt. Kaiser-Wilhelm-Inst. f. Eisenforschung 10, S. 175—187 (1928).

[3] Der mittlere Fehler in den Festigkeitsversuchen beträgt für die Festigkeiten etwa 2%, für die Dehnungen etwa 5%.

[4] R. Karnop u. G. Sachs: Z. Phys. 41, S. 116—139 (1927).

[1] Frhr. v. Göler u. G. Sachs: Z. techn. Phys. 8, S. 588 bis 594 (1927).

[2] C. F. Elam: Proc. Roy. Soc. (A) 112, S. 289—296 (1926); Frhr. v. Göler u. G. Sachs: Z. Phys. 55, S. 581—620 (1929).

[3] M. Masima u. G. Sachs: Z. Phys. 50, S. 161—196 (1928); Frhr. v. Göler u. G. Sachs: ebenda 55, S. 581—620 (1929).

Digitized by Google

kurven für die Mischtextur und die 335-Textur als eine Bestätigung dafür anzusehen, daß beide Angaben für die Beschreibung der Aluminiumwalztextur brauchbar sind. Beim Vergleich der gemessenen Festigkeitseigenschaften der Bleche in Abb. 1 bis 4 mit den darübergezeichneten kristallographischen Kurven, die für entsprechend orientierte Aluminiumkristalle gelten, ist zu berücksichtigen, daß die Kurven nur Verhältniswerte geben können in-

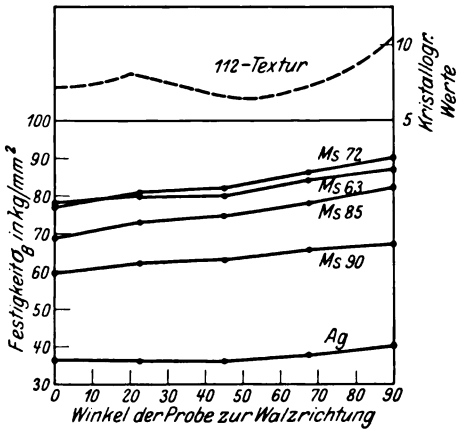


Abb. 1. Festigkeit von gewalztem Silber- und Messingblech in verschiedenen Richtungen und Vergleich mit der aus der Textur berechneten Anisotropie.

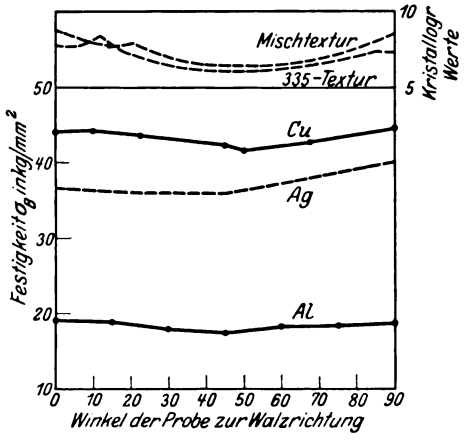


Abb. 2. Festigkeit von gewalztem Kupfer- und Aluminiumblech.

folge der verschiedenen Höhe der Festigkeitseigenschaften für verschiedene Metalle. Ebenso wirkt die gegenseitige Beeinflussung der Kristalle im Haufwerk, die übrigens auch in verschiedenen Richtungen verschieden groß sein könnte. Geringe Verschiebungen der Lage beeinflussen den Gesamtverlauf nur wenig, daher sind z. B. die Abweichungen der Walz- und Rekristallisationslage beim Ms 85 von der genauen 112- und 113-Textur[1] nicht berücksichtigt. Jedoch werden die scharfen Spitzen in den Festigkeitskurven schon bei geringen Abweichungen von den rationalen Lagen stark abgeflacht. Da außerdem sämtliche Texturen, mit Ausnahme der Würfeltextur, mit beträchtlicher Streuung behaftet sind, werden sicherlich keine scharfen Knicke und Spitzen auftreten. Im übrigen darf man aus den angeführten Gründen von vornherein nicht mehr als eine ungefähre qualitative Übereinstimmung des experimentellen und theoretischen Kurvenverlaufs erwarten.

[1] Vgl. Mitt. III und IV, Z. Phys. 56, S. 477—494.

Wie Abb. 1 bis 4 zeigen, ist nun eine solche Übereinstimmung in der Tat vorhanden.

Bei den gewalzten Blechen ordnen sich die Stoffe in der Richtungsabhängigkeit der Festigkeit entsprechend Abb. 1 und 2 durchaus nach den zwei Gruppen ein, die

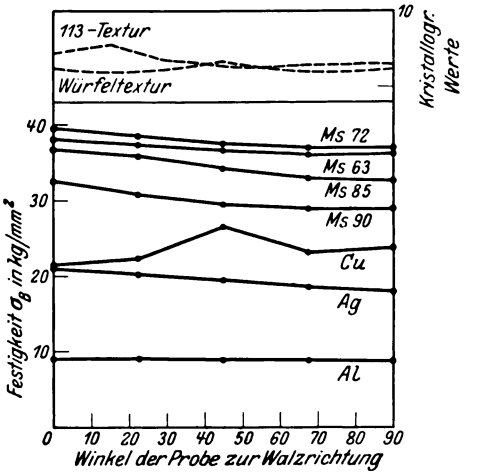


Abb. 3. Festigkeit von geglühten Blechen verschiedener Metalle.

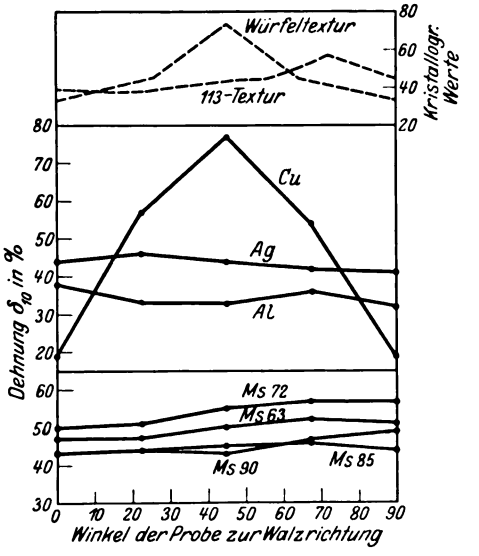


Abb. 4. Dehnung von geglühten Blechen verschiedener Metalle.

nach dem Röntgenbefund zu erwarten sind. Aluminium zeigt den gleichen Verlauf wie Kupfer, die verschiedenen Messinge und Silber dagegen eine ganz andere Richtungsabhängigkeit. Silber weicht in der Nähe der Walzrichtung von den Messingen ab, vielleicht im Sinne einer Annäherung an die Kurven von Aluminium und Kupfer. Es ist jedenfalls unverkennbar, daß die charakteristischen Unterschiede der Orientierungsabhängigkeit von Kupfer und Aluminium einerseits, von Silber und Messing andererseits durchaus dem Verlauf der theoretischen Kurven für die 335- bzw. die Mischtextur einerseits und die 112-Textur anderseits entsprechen.

Bei den geglühten Blechen zeigt das Kupfer nach Abb. 3 und 4 sowohl in der Festigkeit als auch besonders in der Dehnung die nach seiner Würfeltextur zu erwartende sehr charakteristische Richtungsabhängigkeit[1]. Besonders interessant erscheint dabei noch die in Abb. 11 wiedergegebene Tatsache, daß die unter 45° gelegenen

[1] Vgl. auch W. Köster, a. a. O.

Digitized by Google

Proben beim Zerreißversuch viel stärker in der Dicke als in der Breite abnehmen[1]. Es entspricht dies dem Verhalten entsprechend orientierter einzelner Kristalle.

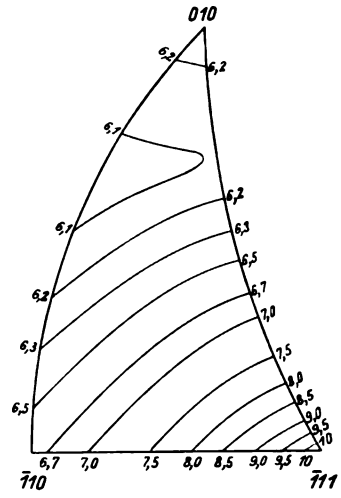


Abb. 5. Festigkeit.

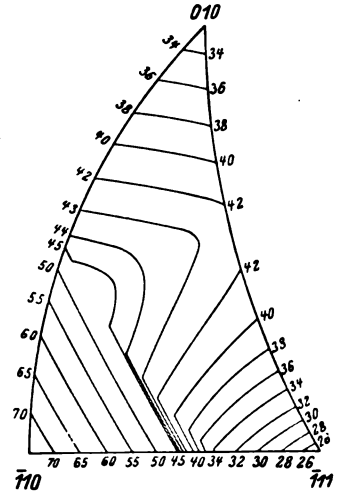
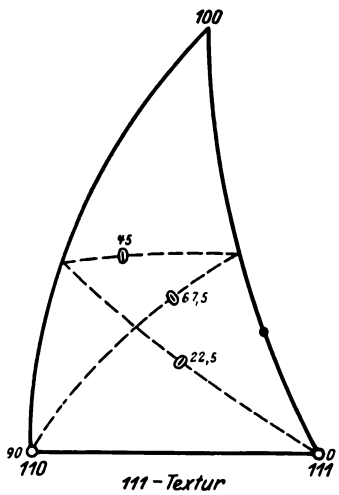
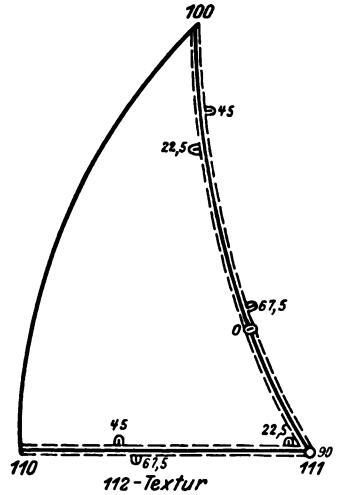
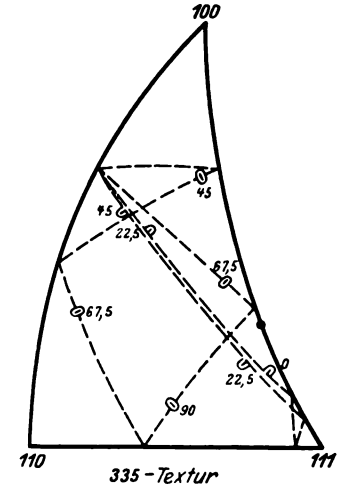


Abb. 6. Dehnung.

Abb. 5 und 6. Festigkeit und Dehnung von Aluminiumkristallen in Abhängigkeit von der Orientierung.







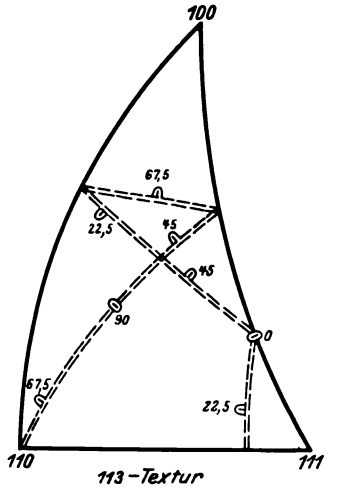


Abb. 7 bis 10. Lage der Blechebene im Poldreieck bei verschiedenen Texturen. (Die kleinen Zahlen geben den Winkel zur Walzrichtung an.)

Eine Legierung von Kupfer mit 2% Zink zeigte ebenfalls, wenn auch in geringerem Maße, die dem Kupfer eigentümliche Richtungsabhängigkeit der Festigkeit und Dehnung.

[1] O. Bauer, Frhr. v. Göler u. G. Sachs: a. a. O.

Bei Messingen und Silber im geglühten Zustande verhalten sich die Festigkeit und Dehnung nach Abb. 3 und 4 ganz ähnlich, wie es aus der 113-Textur berechnet wird.

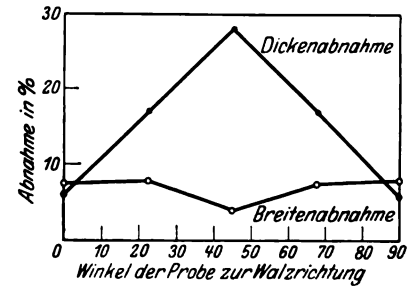
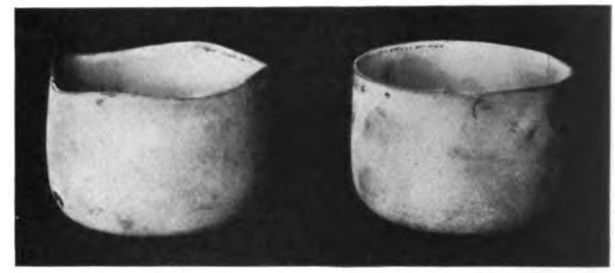


Abb. 11. Verteilung der Dehnung bei verschieden gelegenen Proben aus Kupferblech auf die Breite und Dicke.

Zu beachten ist dabei, daß die Dehnungswerte verschiedentlich — besonders bei Silber — stark streuen, so daß bei der nicht sehr beträchtlichen Orientierungsabhängigkeit eine Übereinstimmung nicht zu erwarten ist.

Geglühtes Aluminium zeigt schließlich nach Abb. 3 und 4 praktisch keine Richtungsabhängigkeit der Festigkeit und Dehnung. Dabei handelt es sich um ein Blech



0,17% Si; 0,40% Fe. 0,37% Si; 0,44% Fe.

0,17% Si; 0,40% Fe. 0,31% Si; 0,43% Fe.

Abb. 12 und 13. „Zipfelbildung" bei gezogenen Hohlkörpern aus Aluminium.

aus handelsüblichem Material[1], in dem auch nach der Röntgenaufnahme die Kristalle praktisch ungeordnet gelagert sind.

In der Praxis macht sich die Anisotropie eines Bleches beim Ziehen eines Hohlkörpers in unebenen Rändern und einer herabgesetzten Tiefziehfähigkeit bemerkbar[2]. Abb. 12 und 13 zeigen dies an einigen Körpern aus Aluminium.

[1] Vgl. Mitt. IV, Z. Phys. 56. S. 485—494 (1929).

[2] Vgl. Mitt. II, ebenda 41, S. 903ff. (1927); K. Kaiser: Z. Metallkunde 19, S. 435—437 (1927); W. Aumann: Maschinenbau 7, S. 105—110 (1928).

Digitized by Google

Während die eine Blechsorte stets diese Zipfelbildung aufwies, ergab die andere Blechsorte glatte Ränder. Röntgenaufnahmen aus dem Boden der Hohlkörper in Abb. 14 und 15 zeigen beim Hohlkörper mit unebenem Rande

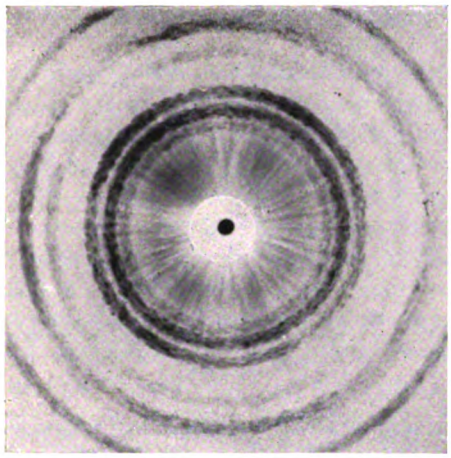


Abb. 14. Anisotropes Blech.

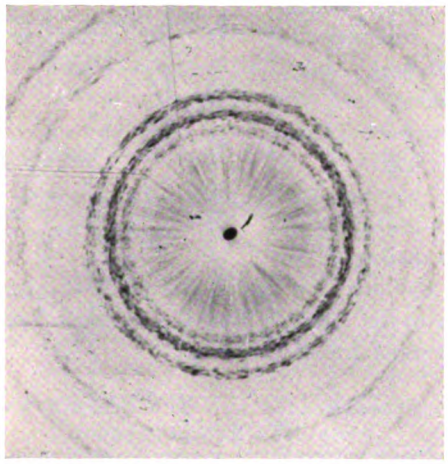


Abb. 15. Quasiisotropes Blech.

Abb. 14 und 15. Röntgenaufnahmen aus den Böden der Hohlkörper in Abb. 12.

eine allerdings weniger ausgeprägte Gleichrichtung, beim anderen Blech ein sehr gleichmäßiges ungeordnetes Gefüge[1]. Obwohl der Orientierungseffekt in Abb. 14 zu schwach ist, um genauer verfolgt zu werden, macht er sich doch beim Ziehen von Hohlkörpern in der Zipfelbildung deutlich bemerkbar. Als Ursache des Unterschiedes im Verhalten beider Blechsorten, die in ganz gleichartiger Weise vorbehandelt waren, wurde nach den Ergebnissen unserer IV. Mitteilung[1] von vornherein ein höherer Reinheitsgrad des Bleches mit Zipfelbildung erwartet. In der Tat ergab die Analyse für dieses Blech 0,17% Si, 0,40% Fe, für das andere dagegen 0,37% Si und 0,44% Fe bzw. 0,31% Si und 0,44% Fe.

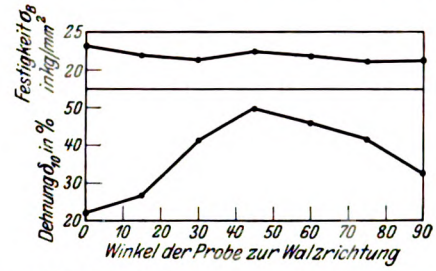


Abb. 16. Festigkeit und Dehnung in verschiedenen Richtungen von Kupferblech, das um 5% herabgewalzt war.

Im Hinblick auf die technische Bedeutung einer bevorzugten Kristallanordnung in geglühten Blechen sei noch darauf hingewiesen, daß eine einmal vorhandene Textur durch Verformung nicht leicht zum Verschwinden gebracht werden kann. Abb. 16 zeigt dies z. B. für ein Kupferblech mit Würfeltextur, das nachträglich um 5% herabgewalzt wurde. Die ursprüngliche Anisotropie des Bleches (Abb. 3 und 4) hat durch das Walzen eine Drehung und Verringerung erfahren.

Für unsere Untersuchungen über Walz- und Rekristallisationstexturen ist uns von verschiedenen Seiten das benötigte Material in entgegenkommender Weise zur Verfügung gestellt worden. Insbesondere sind wir zu Dank verpflichtet den Herren Dr. Nowack, Deutsche Gold- und Silber-Scheideanstalt, Pforzheim, Dr. Röhrig und Dr. Thomas, Erftwerk Grevenbroich, Obering. W. Wunder, Kabelwerk A.E.G., Berlin-Oberschöneweide, ferner den Firmen W. C. Heraeus Hanau, Norddeutsche Affinerie Hamburg, Kupfer- und Drahtwerke Osnabrück und Mond-Nickel-Co. London.

Die Institutsangehörigen Herr Böhme und Herr Möller haben uns bei der Herstellung und Bearbeitung der Präparate unterstützt. Besonderen Dank schulden wir der Notgemeinschaft der Deutschen Wissenschaft für die Förderung unserer Untersuchungen.

[1] Der Boden der gezogenen Hohlkörper wird, wie Abb. 14 und 15 erkennen lassen, wenig verformt. Die stark verformten oberen Ränder der Hohlkörper weisen eine besondere Textur auf, bei der eine [111]-Richtung annähernd in der Mantellinie der Hohlkörper liegt. Eine Untersuchung dieser Textur ist im Gange.

[1] Z. Phys. 56, S. 485—494 (1929).

Zur Frage der Plastizität. Verformung bei tiefen Temperaturen.

Von **M. Polanyi** und **E. Schmid**[1].

§ 1. Noch immer ist es unbekannt, wodurch jenes Versagen fester Körper bedingt ist, das als Zerreißen oder Verformung wahrgenommen wird, wenn das Material über ein gewisses Maß angespannt wird. Solange es hierfür eine physikalische Theorie nicht gibt, wird man sich damit begnügen müssen, die Einzelgesetzmäßigkeiten herauszuschälen, von denen die einstweilen rätselhafte Grunderscheinung beherrscht wird. Hierzu hat es sich zunächst als fruchtbar erwiesen, die Komplikationen auszuscheiden, die von der Wechselwirkung vieler Kristalle im Konglomerat herrühren. Die Untersuchung der Verformung von Metalleinkristallen ergab ein typisches Ver-

[1] Original: Naturw. 17, S. 301 (1929).

Digitized by Google

halten, das durch die Schlagworte Streckgrenze und Schubspannungsgesetz gedeckt wird[1].

Daß es eine Streckgrenze gibt, bedeutet folgendes: bei Anspannung dehnt sich der Kristall zunächst ein wenig unter raschem Anstieg der Spannung bis plötzlich eine Grenze erreicht wird, an der sein Widerstand endgültig überwunden erscheint. Jetzt fließt er los ohne nennenswerten Anstieg, oft sogar unter Abfall der Spannung — die Streckgrenze ist überschritten. Auch äußerlich erscheint die Überwindung der Streckgrenze als ein Zerbrechen des Widerstandes des Kristallinneren: es treten die Gleitlinien auf, welche das Aufbrechen des Kristalls in Gleitpakete erkennen lassen. Das Schubspannungsgesetz erweist die wesentliche Bedeutung der Streckgrenze: es besagt, daß bei variabler Orientierung des Gitters zur Achse des Einkristalldrahtes (und damit zur Zugrichtung) stets die gleiche Schubspannung den Widerstand in einer Gleitfläche zu überwinden vermag.

Der Kernpunkt der Plastizitätsfrage liegt nun in dem äußerst niedrigen Wert dieser kritischen Schubspannung. Diese liegt bei einigen 100 g/mm², wogegen die Größenordnung der Gitterkräfte auf das Tausendfache dieses Wertes zu schätzen ist[2]. Nur kurz sei an den Rahmen dieses mehrfach erörterten Problems[3] erinnert. Das Versagen des Kristalles noch im Bereiche des Hookeschen Gesetzes, also ohne eigentliche Überwindung elastischer Gegenkräfte (bei Überwindung müßte der Schubmodul gegen 0 abfallen); ferner die Verfestigbarkeit des Kristalls um mehr als das Hundertfache; dann die Erholung, durch die die Verfestigung selbsttätig zurückgeht; das abweichende Verhalten amorph-glasiger Körper, die bei rascher Verformung völlig spröde erscheinen. Auch der Zusammenhang zwischen der Plastizitätsfrage und den analogen Schwierigkeiten bei der Erklärung der Reißfestigkeit sei erwähnt, ohne daß wir hierauf weiter eingehen.

§ 2. Die Festigkeitsversuche, die wir bei tiefen Temperaturen, zunächst im flüssigen Wasserstoff (T = 20) begonnen haben, sollen zeigen, wie sich das Bild dieses Problemkreises bei Ausschluß der Wärmebewegung gestaltet. Kann man etwa annehmen, daß die große Kluft, die zwischen den beobachteten Streckgrenzen und den theoretischen klafft, dadurch bedingt ist, daß durch Schwankungen in der Wärmebewegung stellenweise die hohe Spannung selbsttätig auftritt, welche zur Überwindung des theoretischen Widerstandes nötig ist[1]? Wie R. Becker (l. c.) ausführlich gezeigt hat, würden dann die Quadrate der Spannungen, welche gleiche Fließgeschwindigkeit verursachen, eine hauptsächlich exponentielle Funktion der Temperatur sein.

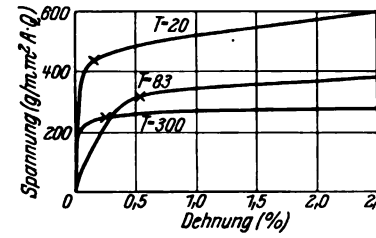


Abb. 1. Anfangsteile der Dehnungskurven eines Zn-Kristalles bei verschiedenen Temperaturen. Als Streckgrenzen wurden die mit × bezeichneten Werte gemäß früheren Erfahrungen (E. Schmid und W. Boas, l. c.) abgelesen.

Die Dehnungskurven von Zink- und Kadmiumkristallen, die bei Raumtemperatur, T = 83 und T = 20 aufgenommen wurden (Abb. 1 und 2) widersprechen durchaus dieser Forderung, indem die Streckgrenzen, die als Stellen gleicher Fließgeschwindigkeit betrachtet werden können[2], sich höchstens wie 1 : 1,8 verhalten (s. Tabelle 1). Für den Zinkkristall hatten Messungen bei der Temperatur der flüssigen Luft den geringen Temperatureinfluß bereits früher erwiesen[3].

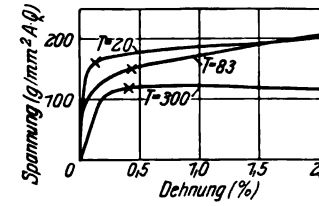


Abb. 2. Anfangsteile der Dehnungskurven eines Cd-Kristalles bei verschiedenen Temperaturen.

Tabelle 1. Streckgrenze von Zn- und Cd-Kristallen bei tiefen Temperaturen

Temperatur	Zn-Kristall	Cd-Kristall
	Schubspannung an der Streckgrenze in g/mm²	
300	109, 114	70[4]
83	140, 122	110, 70
20	188, 166, 183, (153)	75

Aus diesen Ergebnissen können wir somit in Verbindung mit der Beckerschen Theorie den Schluß ziehen, daß nicht die Wärmebewegung für das plastische Versagen des Kristalls an der Streckgrenze verantwortlich ist. Es spricht in der Tat nichts dafür, daß die Schubfestigkeit der Basis von Zink und Kadmium, die bei der Temperaturabnahme von 300° auf 20° nur auf das etwa

[1] E. Schmid: Proc. int. Congr. appl. Mech. Delft 1924, S. 342. Für weitere Literaturangaben siehe W. Boas u. E. Schmid: Z. Phys. 54, S. 16 (1929).

[2] Die Schätzung der theoretischen Schubfestigkeit kann z. B. so erfolgen, daß man annimmt, die angewandte Kraft müsse zwei benachbarte Kristallebenen etwa um die Hälfte der Identitätsperiode in der Translationsrichtung aneinander (elastisch) verschieben, damit das Gitter ohne weitere Anstrengung in eine neue Lage übergeht. Während einer solchen Verschiebung, die von der Größenordnung 45° wäre, müßte der Schubmodul (G) auf 0 abnehmen; seine Größenordnung wäre dabei im Mittel auf die Hälfte des Ausgangswertes zu schätzen und der Höchstwert der Kraft (theoretische Schubfestigkeit) berechnet sich unter Berücksichtigung der Definitionsgleichung für G $\left(G = \frac{\text{Schubspannung}}{\text{Verzerrung im Bogenmaß}}\right)$ zu $\sim 0{,}2\,G$, also in der Größenordnung von 100 kg/mm².

[3] Siehe z. B. B. M. Polanyi: Naturwiss. 16, S. 285, 1043 (1928); A. Smekal, A. Joffé: Naturwiss. 16, S. 743 (1928).

[1] Diese Annahme ist von R. Becker [Physik. Z. 26, S. 919 (1925)] zu einer quantitativen Theorie ausgearbeitet worden, auf die wir uns in der Folge beziehen [vgl. auch R. Becker: Z. techn. Phys. 11, S. 547 (1926)].

[2] Eigentlich handelt es sich hier nicht um ein „Fließen", denn die Spannung ist während des Dehnungsvorganges allein durch die Dehnung vorgeschrieben (s. § 3). Jedoch ist dieses Kriterium nicht so scharf, daß man auf Grund desselben von vornherein die Anwendung der thermischen Auffassung ablehnen könnte.

[3] E. Schmid, l. c. und E. Schmid u. P. Rosbaud: Z. Phys. 32, S. 197 (1925).

[4] Mittelwert aus 5 Einzelbestimmungen.

Digitized by Google

1,8fache steigt, bei noch weiterer Abkühlung jemals den mehr als 1000mal höher gelegenen theoretischen Wert erreicht. Man wird erwarten, daß solche Kristalle auch beim absoluten Nullpunkt plastisch deformierbar sind, und zwar bei ähnlich geringfügigen Spannungen wie bei normaler Temperatur.

§3. Nach Überschreiten der Streckgrenze erfolgt bei den tiefen Temperaturen ein erheblich steilerer Spannungsanstieg als bei gewöhnlicher Temperatur. So findet man z. B. durch Vergleich der Kurven in der Abb. 4, daß eine Dehnung um 40% bei Zimmertemperatur eine Verfestigung von 40% bewirkt, bei 20° abs. dagegen auf das 3,7fache verfestigt. Die Verfestigung und damit die Festigkeit des gereckten Kristalles ist also in viel höherem Maße von der Temperatur abhängig als die an der Schwelle der Plastizierung gelegene Streckgrenze. Die Ursache hierfür erblicken wir in der Erholung, welche bei normaler Temperatur der Verfestigung entgegenwirkt. Sie verhindert, daß die Spannung im Zugversuch hier auch nur

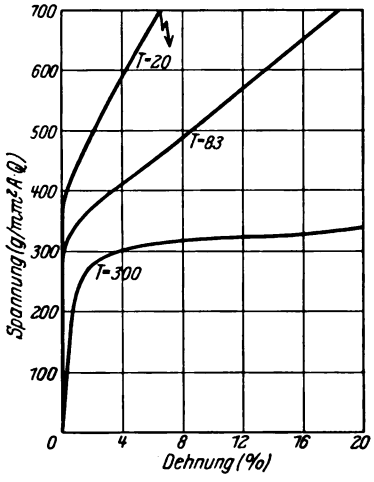


Abb. 3. Dehnungskurven eines Zn-Kristalles bei verschiedenen Temperaturen. Nur bei $T = 20$ ist der Kristall bis zum Zerreißen gedehnt; die beiden anderen Versuche sind vorher willkürlich abgebrochen.

annähernd in dem Maße ansteigt wie bei tiefen Temperaturen, wo ihre Wirkung fehlt. Wenn diese Erklärung zutrifft, so muß die Dehnungskurve bei tiefsten Temperaturen, wo die Erholung wegfällt, temperaturunabhängig werden, eine Forderung, die bei Cd bereits bei Unterschreitung des Gebiets der flüssigen Luft erfüllt zu sein scheint (Abb. 4).

Das Fehlen der Erholung bei den tiefen Temperaturen äußert sich auch sonst in bemerkenswerter Weise. Es bedingt, daß während der Verformung die Spannung nur von dem Ausmaß der Dehnung abhängt ohne Rücksicht auf die Dehnungsgeschwindigkeit: Während bei gewöhnlicher Temperatur bei Unterbrechung der Dehnung der Kristall sich selbsttätig entlastet („fließt"), konnten wir dies bei der Temperatur des flüssigen Wasserstoffes nicht mehr beobachten. Dementsprechend zeigte sich auch bei direkten Versuchen, bei denen die Dehnungsgeschwindigkeit wie 1 : 60 variiert wurde, nur ein geringer Einfluß derselben auf den Spannungsanstieg. Derselbe Kristall zeigte bei gewöhnlicher Temperatur den bekannten[1], sehr ausgeprägten Geschwindigkeitseinfluß (Abb. 5). Der Wegfall der Wärmebewegung als Faktor der Verformung bei tiefsten Temperaturen bringt es also mit sich, daß die Dehnung ohne Fließen vor sich geht.

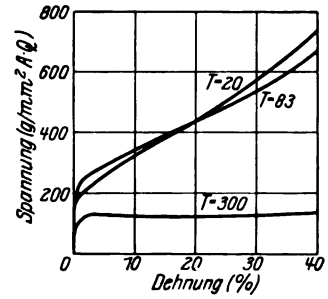


Abb. 4. Dehnungskurven eines Cd-Kristalles bei verschiedenen Temperaturen. Die Versuche sind vor dem Zerreißen des Kristalles willkürlich abgebrochen. Stellungswinkel (χ und λ) der Translationselemente zu Beginn 35,2° und 35,7° und nach 40proz. Dehnung 24,3° und 24,5°. 100 g/mm² Spannungszunahme entsprechen am Beginn der Dehnung einer Schubspannungserhöhung von etwa 47 g/mm², nach der 40proz. Dehnung von etwa 38 g/mm².

Die Verformung bei den tiefsten Temperaturen (athermische Verformung) führt also nach Überschreiten einer Streckgrenze, die kaum höher liegt als bei normaler Temperatur (§ 2), zu einer Dehnungskurve, deren Verlauf von der Geschwindigkeit und der Temperatur unabhängig ist[1].

Mit unserer Vorstellung, daß die Plastizierung an der Streckgrenze stets ein athermischer Verformungsvorgang ist, steht es in Übereinstimmung, daß sich ihr Wert (im Gegensatz zum weiteren Verlauf der Dehnungskurve) auch bei gewöhnlicher Temperatur als kaum geschwindigkeitsabhängig erwiesen hat[2].

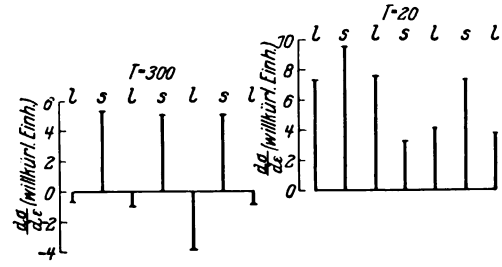


Abb. 5. Spannungsanstieg $\left(\frac{d\sigma}{d\varepsilon}\right)$ bei abwechselnd langsam (l) und schnell (s) ausgeführter Dehnung eines Cd-Kristalls bei $T = 300$ und $T = 20$. (Bei $T = 300$ erfolgt in den langsamen Dehnungsabschnitten ein Spannungsabfall.)

§ 4. Typisch verschieden von dem Verhalten unserer Kristalle ist die Verformung glasig-amorpher Körper, deren Plastizität wir auch durchaus im Sinne der bis-

[1] O. Haase u. E. Schmid: Z. Phys. 33, S. 413 (1925).

[1] Die Ergebnisse der Versuche von R. Becker über die Temperaturabhängigkeit der Fließgeschwindigkeit bei konstanter Spannung würden wir demnach als einen Erholungseffekt deuten. Für den stationären Zustand bei konstanter Spannung gilt (σ = Spannung, l = Länge, t = Zeit)

$$\frac{\partial \sigma}{\partial l}\frac{dl}{dt} - \frac{\partial \sigma}{\partial t} = 0.$$

Im Sinne unserer Auffassung ist $l\frac{\partial \sigma}{\partial l}$ das Maß der athermisch verlaufenden Verfestigung. Ihr wirkt die Erholung $\frac{\partial \sigma}{\partial t}$ entgegen, die stark mit der Temperatur zunimmt. Die Fließgeschwindigkeit $\frac{1}{l}\frac{dl}{dt}$ muß demnach in gleichem Maß mit der Temperatur zunehmen wie die Erholung.

[2] E. Schmid: Z. Metallkunde 20, S. 69 (1928).

Digitized by Google

herigen Auffassung als thermisch bedingt ansehen möchten[1]. Folgende wesentlichen Kennzeichen, die hierfür sprechen, seien genannt: Solche Körper (Glas, Pech, Schellack) verformen sich unter verhältnismäßig geringer Belastung, wenn diese lange Zeit wirkt, verhalten sich aber gegen viel größere Beanspruchungen spröde, wenn diese schlagartig auftreten. Das weist darauf hin, daß diese Verformung ein Fließen ist, in dem Sinne, daß zur Erhöhung der Verformungsgeschwindigkeit eine starke Erhöhung der Spannung nötig ist. Auch ein sehr erheblicher Anstieg der Fließgeschwindigkeit mit der Temperatur ist bekannt. Schließlich läßt sich noch aus der sehr hohen Druckfestigkeit von Glas, die im Mittel 100 kg/mm² beträgt, schließen, daß bei solchen Spannungen, die sich bereits der theoretischen Festigkeit nähern, eine Streckgrenze nicht vorhanden ist.

Diese Befunde lassen erwarten, daß amorphe Körper beim absoluten Nullpunkt völlig unplastisch sind und demnach, wenn sie keine Risse haben, die theoretische Festigkeit von der Größenordnung 100—1000 kg/mm² aufweisen. In diese Richtung weisen die Ergebnisse einiger Vorversuche, die wir an Naturseide, Haar und Kunstseide ausgeführt haben[2].

§ 5. Überblick über die drei Arten der Plastizität, die wir hier unterscheiden.

1. Athermische Plastizität. Kommt bei Kristallen vor; Beispiele: Zink- und Kadmiumeinkristalle. Niedrige (bei etwa dem Tausendstel der theoretischen Schubfestigkeit gelegene) Streckgrenze, die im Grenzfall tiefer Temperaturen von Belastungsgeschwindigkeit und Temperatur unabhängig ist. Nach Überschreiten der Streckgrenze zeigt die Dehnungskurve erhebliche (unter geeigneten Bedingungen bis zu mehrere Hundertfacher) Verfestigung. Diese Kurve ist im Grenzfalle tiefer Temperaturen von Temperatur und Verformungsgeschwindigkeit unabhängig (kein „Fließen"). Eine Erklärung für die athermische Plastizität fehlt uns einstweilen[1].

2. Thermische (durch Wärmebehandlung bedingte) Plastizität ist für amorphe Körper kennzeichnend. Diese Art der Verformung ist ein Fließen: zu jeder Spannung gehört eine bestimmte (je nach der Spannung sehr verschiedene) Verformungsgeschwindigkeit. Dieses Fließen ist stark temperaturabhängig und hört beim absoluten Nullpunkt auf. Dort lassen sich amorphe Körper nicht mit Spannungen unterhalb der theoretischen Schubfestigkeit verformen.

3. Athermische Plastizität mit überlagerter (thermischer) Entfestigung. Wenn man das Gebiet tiefster Temperaturen verläßt, so superponiert sich der athermischen Verformung und Verfestigung die thermisch bedingte Entfestigung (Erholung), derzufolge die Verformung verfestigter Kristalle ein Fließen aufweist, das auch temperaturabhängig ist. Diese Art Verformung ist es, die man unter gewöhnlichen Bedingungen auch an vielkristallinen Metallproben beobachtet. (Außer der Erholung kann dabei als überlagerter Entfestigungsvorgang auch die Rekristallisation auftreten.) Man versteht in diesem Zusammenhang, daß, je höher die Temperatur und insbesondere je mehr man sich dem Schmelzpunkt nähert, die Spannung um so stärker mit der Verformungsgeschwindigkeit ansteigt[2].

Herrn Dr. W. Meißner, dem Leiter des Kältelaboratoriums der Phys.-Techn. Reichsanstalt, das uns für diese Untersuchungen einen Arbeitsplatz zur Verfügung gestellt hat, sind wir für äußerst entgegenkommende Förderung sehr verpflichtet.

Der Notgemeinschaft der Deutschen Wissenschaft danken wir herzlich für die Unterstützung bei der Durchführung unserer Arbeit.

[1] R. Becker (l. c.) führt die Plastizität von amorphen Körpern auf thermischen Platzwechsel der Atome zurück. Diese Auffassung scheint uns von der vom gleichen Verfasser herrührenden Theorie thermischer Schwankungen grundsätzlich nicht verschieden.

[2] Was die Verfestigung anlangt, so wäre eine solche bei homogenen Körpern, die sich rein thermisch verformen, nicht zu erwarten. Tatsächlich fehlt auch bei den bisherigen Beobachtungen an Gläsern eine solche Erscheinung. Doch können erfahrungsgemäß gelartige Körper, wie tierische Haare, Kautschuk, Kunstseide usw., die zum Teil oder ganz amorph beschaffen sind, durch Reckung erheblich verfestigt werden. Diese Körperklasse, die mit ihrer Bauart aus Gerüst- und Grundsubstanz sich bei der Dehnung wie ein Fachwerk verhält, liegt außerhalb des Kreises unserer Betrachtung. Diese läßt lediglich erwarten, daß die Unterschiede, die man hier durch Verfestigung erzielen kann, beim abs. Nullpunkt verschwinden — wofern die Reckung mit einer Verformung der amorphen Phase einhergeht.

[1] Zu der von A. Smekal [Z. techn. Phys. 11, S. 535 (1926)] vorgeschlagenen Erklärung der Plastizität durch Fehlstellen des Kristalls wird eine begründete Stellungsnahme erst möglich sein, wenn diese Theorie in quantitativer Fassung vorliegen wird. Eine neue Anregung zur Erklärung der athermischen Plastizität liefert die Quantenmechanik. Sie läßt es zu, daß ein System über einen Energieberg springt, ohne daß die Kraft, die zu dessen Überwindung notwendig wäre, tatsächlich aufgewendet wird. Erwähnt sei auch, daß die von A. Smekal [Z. Elektrochem. 34, S. 472 (1928)] herrührende Verknüpfung des Festigkeitsproblems mit der merkwürdig geringen Temperaturabhängigkeit des elektrolytischen Leitvermögens fester Körper durch unsere Feststellung des athermischen Charakters der Plastizität von Kristallen nun noch schärfer hervortritt. Sollte die quantenmechanische Erklärung möglich sein, so sollte sie demnach für beide Erscheinungsgruppen zutreffen. Es wird sich jedoch erst zeigen müssen, ob die elektrolytische Leitfähigkeit ebenfalls bis zu tiefsten Temperaturen bestehen bleibt.

[2] s. G. Sachs: Mech. Technologie der Metalle. Leipzig 1925.

Digitized by Google

Bemerkungen zur Kristallplastizität.

Von **W. Boas** und **E. Schmid**[1].

1. Schubspannung und Schiebung. Alle quantitativen Untersuchungen über die Plastizität von Metallkristallen sind mit einer Gesetzmäßigkeit im Einklang, derzufolge der Beginn ausgiebiger Translation an die Erreichung einer bestimmten „kritischen" Schubspannung im Translationssystem gebunden ist[2]. Keine der für den technischen Vielkristall aufgestellten Bruchgefahrhypothesen stimmt mit den Einkristallergebnissen überein. Es soll dagegen gezeigt werden, daß in den bisher untersuchten und einigen weiteren an Metallkristallen beobachtbaren Fällen die Bedingung der konstanten Schubspannung identisch ist mit einer Bedingung konstanter elastischer Schiebung in Translationsebene und -richtung[3].

Die Beziehungen zwischen den elastischen Verzerrungs- und Spannungskomponenten sind für die allgemeine Lage des Koordinatensystems durch die sechs Gleichungen

$$\varepsilon_x = s_{11}\sigma_x + s_{12}\sigma_y + s_{13}\sigma_z + s_{14}\tau_{yz} + s_{15}\tau_{zx} + s_{16}\tau_{xy}$$
$$\vdots$$
$$\gamma_{yz} = s_{41}\sigma_x + s_{42}\sigma_y + s_{43}\sigma_z + s_{44}\tau_{yz} + s_{45}\tau_{zx} + s_{46}\tau_{xy}$$
$$\vdots$$

dargestellt[4]. Die gewöhnlich angegebenen Elastizitätskoeffizienten s_{ik} beziehen sich auf das kristallographische Hauptkoordinatensystem, wobei die z-Achse mit der Hauptachse des Kristalls übereinstimmt.

Für den vorliegenden Fall legen wir nun das Koordinatensystem so, daß die z-Achse senkrecht auf der Translationsfläche steht und die y-Achse mit der Translationsrichtung zusammenfällt. γ_{yz} gibt dann die gesuchte elastische Schiebung im Translationssystem an. Der Weg zu ihrer Berechnung sei kurz angedeutet.

Sind χ bzw. λ die Winkel zwischen Zugrichtung und Translationsfläche bzw. -richtung, so ergeben sich die sechs Spannungskomponenten zu

$$\sigma_x = Z\cdot(\sin^2\lambda - \sin^2\chi) \qquad \tau_{yz} = Z\cdot\sin\chi\cdot\cos\lambda$$
$$\sigma_y = Z\cdot\cos^2\lambda \qquad \tau_{zx} = Z\cdot\sin\chi\cdot\sqrt{\sin^2\lambda - \sin^2\chi}$$
$$\sigma_z = Z\cdot\sin^2\chi \qquad \tau_{xy} = Z\cdot\cos\lambda\cdot\sqrt{\sin^2\lambda - \sin^2\chi}$$

worin Z die angelegte Zugspannung bedeutet. Die Transformation der Elastizitätskoeffizienten vom kristallographischen Hauptkoordinatensystem (s_{ik}) auf das neue Achsenkreuz (s'_{ik}) erfolgt nach den bekannten Transformationsformeln[5].

Führt man diese Rechnungen für die in Tabelle 1 enthaltenen Kristallklassen und Translationssysteme, die sich im wesentlichen auf die Verhältnisse an Metallkristallen beziehen, durch, so ergibt sich, daß von den sechs Elastizitätskoeffizienten fünf verschwinden und nur s'_{44} (Spalte 4 der Tabelle) von Null verschieden bleibt. Das bedeutet, daß in allen diesen Fällen die Schiebung (γ_{yz}) im Translationssystem proportional der Schubspannung (τ_{yz}) im Translationssystem ist. Konstanz der Schubspannung und Konstanz der Schiebung sind hier also identische Aussagen.

Tabelle 1.
Schubkoeffizient s'_{44} im Translationssystem.

Gitterart	Kristallklasse höchster Symmetrie	Translationselemente T	Translationselemente t	s'_{44}	Kristallklasse bez. auf Translationssystem
Kub. flächenz.	O_h	(111)	[101]	$\frac{4}{3}(s_{11}-s_{12})+\frac{1}{3}s_{44}$	D_{3d}
NaCl-Typ	O_h	(101)	[101]	$2(s_{11}-s_{12})$	V_h
Hexagon., dichteste Kugelpackung	D_{6h}	(0001)	[11$\bar{2}$0]	s_{44}	D_{6h}
Tetragonal (Sn)	D_{4h}	(100)	[001]	s_{44}	V_h
		(110)	[001]	s_{44}	V_h
Rhomboedrisch	D_{3d}	(111)	[101]	s_{44}	D_{3d}

Diesen Tatbestand kann man auch direkt, ohne die umständliche Transformation der Koeffizienten durchführen zu müssen, erkennen, indem man die Kristallklasse bezogen auf das Translationssystem (also auf die oben neu eingeführten Achsen), ermittelt. (Spalte 5 der Tab. 1.) Den für diese Kristallklassen gültigen tabellarischen Zusammenstellungen der Elastizitätskoeffizienten kann man dann unmittelbar entnehmen, daß von den zur Berechnung von γ_{yz} nötigen Koeffizienten s'_{4k} sämtliche mit Ausnahme von s'_{44} verschwinden. Für die numerische Berechnung des Proportionalitätsfaktors s'_{44} zwischen Schiebung und Schubspannung ist allerdings die Durchführung der Koordinatentransformation unerläßlich.

Beispiele, in denen die Größe der Schiebung nicht nur von der Schubspannung im Translationssystem abhängt, sind die an kubisch-raumzentrierten und an Zinn- und Tellurkristallen beobachteten Translationen mit

$T = (101);\ t = [111]$ } für kubisch-raumzentrierte
$T = (112);\ t = [111]$ } Kristalle
$T = (100);\ t = [011]$ } für Sn und
$T = (101);\ t = [111]$ }
$T = (10\bar{1}0);\ t = [1120]$ für Te.

Von einer Untersuchung der Orientierungsabhängigkeit der Streckgrenze in solchen Fällen kann demnach eine Entscheidung zwischen den beiden vorläufig gleichberechtigten Annahmen (τ_{yz} = konst. bzw. γ_{yz} = konst.) erwartet werden.

Die aus den bereits bekannten Schubspannungen berechneten elastischen Schiebungen an der Streckgrenze

[1] Original: Z. Phys. 56, S. 516 (1929).

[2] E. Schmid: Proc. Int. Congr. Appl. Mech. Delft S. 342 (1924); weitere Literatur siehe W. Boas u. E. Schmid: Z. Phys. 54, S. 16 (1929).

[3] Diese Möglichkeit ist schon vor längerer Zeit von Herrn A. Smekal gesprächsweise hervorgehoben worden.

[4] Vgl. z. B. Handb. d. Phys. VI, Art. J. W. Geckeler, S. 404.

[5] Vgl. W. Voigt: Lehrbuch der Kristallphysik, S. 589 (Leipzig, Teubner, 1910) und J. W. Geckeler: l. c.

Digitized by Google

sind in Tabelle 2 zusammengestellt. Diese überaus kleinen Werte zeigen erneut aufs deutlichste, daß mit dem Beginn ausgiebiger Deformation keineswegs die Gitterkräfte überwunden sind[1].

Tabelle 2.
Kritische Schubspannung und elastische Schiebung an der Streckgrenze von Metallkristallen.

Metall	Kristallklasse	Kritische Schubspannung kg/mm²	Schubmodul kg/mm²	Schiebung
Cd	D_{6h}	0,058	1730	$3{,}35 \cdot 10^{-5}$
Zn	D_{6h}	0,094[2]	4080	2,30
Bi	D_{3d}	0,221	970	22,8
α-Messing	O_h	1,44	2440	58,6
Al (5% Cu) veredelt	O_h	9,30	2450	379

2. Quadratische Fließbedingung. R. v. Mises hat vor einiger Zeit die allgemeinste für den anisotropen Körper gültige quadratische Fließbedingung aufgestellt[3]. Der von ihm durchgeführte Vergleich mit den quantitativen Messungen an Zink- und Wismutkristallen[4] ließ es zunächst als unentschieden erscheinen, ob das Schubspannungsgesetz oder der rein formale, quadratische Spannungsansatz besser mit den Beobachtungen übereinstimmt. Vor allem neuere Versuchsergebnisse scheinen uns aber doch eine Überlegenheit des Schubspannungsgesetzes darzutun.

a) Für die den Eintritt des Fließens im Zugversuch bedingenden Spannungen σ_1, σ_2, σ_3 in den drei Richtungen [100], [110] und [111] eines kubischen Kristalls gilt nach der quadratischen Fließbedingung:

$$4 \cdot \left(\frac{\sigma_1}{\sigma_2}\right)^2 - 3 \cdot \left(\frac{\sigma_1}{\sigma_3}\right)^2 = 1.$$

Das Schubspannungsgesetz gibt für diesen Ausdruck für die Translationselemente:

T	t
(111);	[101]
(101);	[111]
(112);	[111]
banal;	[111]

den Wert 2,7[5].

Eine Kontrolle dieses sehr empfindlichen Kriteriums ist an Hand der Beobachtungen von M. Masima und G. Sachs an Messingkristallen (bei denen das erste der angegebenen Translationssysteme wirksam ist) möglich[6]. Für die Kristalle 3, 5 und D, deren Längsrichtungen gut mit Würfelkante, Flächen- und Raumdiagonale zusammenfallen, werden als Streckgrenzen die Werte $\sigma_1 = 3{,}4°$, $\sigma_2 = 3{,}1°$ und $\sigma_3 = 4{,}9°$ kg/mm² angegeben. Der obige Ausdruck ergibt sich sonach zu 3,1.

b) Aus dem für den einachsigen Spannungszustand bei kubischen Kristallen nach der quadratischen Fließbedingung gültigen Ausdruck für die zulässige Zugspannung (σ)

$$\sigma = \frac{K}{\sqrt{2 + (k-6)(\cos^2\alpha\cos^2\beta + \cos^2\beta\cos^2\gamma + \cos^2\gamma\cos^2\alpha)}}$$

(K und k Konstante; α, β, γ Winkel zwischen Stabachse und Würfelkanten) ergeben sich ferner die in Tabelle 3a zusammengestellten Richtungen extremer Formfestigkeit. Tabelle 3b gibt die Richtungen an, die sich nach dem Schubspannungsgesetz (für die verschiedenen beobachteten Translationssysteme) ergeben. Der auf Grund der Messungen von G. Sachs und seinen Mitarbeitern[1] an Kristallen von α-Messing und einer veredelten Kupfer-Aluminiumlegierung mögliche Vergleich mit den Beobachtungen, der zunächst allerdings auf das zweite in der Tabelle 3b genannte Translationssystem beschränkt ist, zeigt, daß in der Tat das Minimum der Streckgrenze nicht in der Würfelkante, sondern in der Nähe der nach dem Schubspannungsgesetz zu erwartenden Orientierung liegt[2].

Tabelle 3. Richtungen extremer Streckgrenzen von kubischen Kristallen.

a) Nach der quadratischen Fließbedingung.

k	Maximum	Minimum
0[3]	[111][4]	[100]
< 6	[111]	[100]
6	Streckgrenze konstant	
> 6	[100]	[111]

b) Nach dem Schubspannungsgesetz.

Translationselemente T	Translationselemente t	Maximum	Minimum α	Minimum β	Minimum γ
(101)	[101]	[111][4]		[100]	
(111)	[101]	[111]	24° 46′	65° 52′	84° 44′[5]
(101)	[111]	[111]			
(112)	[111]	[111]	9° 44′	83° 7′	
			80° 16′	45° 49′[6]	

[1] Für Steinsalzkristalle fand W. Voigt [Ann. d. Physik 60, S. 638 (1919)], daß im Stauchversuch der Beginn plastischer Deformation bereits bei Schiebungen kleiner als $1{,}1 \cdot 10^{-4}$ liegt. Nach den Versuchen von W. Obreimow und L. W. Schubnikoff [Z. Phys. 41, S. 907 (1927)], die auf optischem Wege das Auftreten von Translationsstreifen an getemperten Kristallen verfolgten, trat die erste Deformation schon bei Schiebungen von etwa $2{,}1 \cdot 10^{-5}$ auf.

[2] Ob sich die bei Zn- und Bi-Kristallen beobachtete geringe Temperaturabhängigkeit der kritischen Schubspannung evtl. mit Hilfe einer konstanten kritischen Schiebung auf Grund der Temperaturabhängigkeit der elastischen Konstanten ergibt, kann zur Zeit mangels Angaben über deren Temperaturabhängigkeit noch nicht entschieden werden.

[3] R. v. Mises: Z. angew. Math. u. Mech. 8, S. 161 (1928).

[4] P. Rosbaud u. E. Schmid: Z. Phys. 32, S. 197 (1925); M. Georgieff u. E. Schmid: ebenda 36, S. 759 (1926).

[5] E. Schmid: Metallwirtsch. 7, S. 1011 (1928).

[6] M. Masima u. G. Sachs: Z. Phys. 50, S. 161 (1928).

[1] M. Masima u. G. Sachs: l. c.; R. Karnop u. G. Sachs: Z. Phys. 49, S. 480 (1928).

[2] Es sei noch erwähnt, daß im Gegensatz zur quadratischen Fließbedingung nach dem Schubspannungsgesetz bei den zwei letzten in der Tab. 3b angeführten Translationssystemen zwischen [100] und [101] bzw. [111] noch relative Maxima im Fließgefahrkörper auftreten (vgl. E. Schmid: Metallwirtschaft l. c.). Hierfür fehlt allerdings bisher Beobachtungsmaterial.

[3] Negative k-Werte ergeben in gewissen Orientierungsbereichen imaginäre Zugspannungen.

[4] σ wird hier unendlich. Als Beispiel vgl. die von E. Schmid und O. Vaupel erörterte Translation des Steinsalzkristalles [Z. Phys. 56, S. 308 (1929)].

[5] Der für die [100]-Richtung gültige Wert übertrifft das Minimum um 22,5%.

[6] Der für die Würfelkante gültige Wert liegt hier um 6,0% über dem Minimum.

Digitized by Google

c) Bei den hexagonalen Kristallen ist eine Entscheidung zwischen den beiden Fließbedingungen dadurch erschwert, daß dem einkonstantigen Schubspannungsgesetz nach der quadratischen Fließbedingung eine dreikonstantige Formel gegenübersteht, mit deren Hilfe es gleichfalls möglich ist, die beobachtete Orientierungsabhängigkeit der Streckgrenze gut wiederzugeben.

Erwähnen möchten wir jedoch, daß der der quadratischen Fließbedingung folgende stetige Verlauf der Streckgrenze durch die Erfahrung nicht bestätigt wird. Bei den Grenzorientierungen (senkrecht und parallel zur hexagonalen Achse) treten, wie insbesondere neuere Versuche an Kadmiumkristallen zeigen[1], unstetig andere Deformationsmechanismen auf (wie dies auch schon von v. Mises angedeutet wurde). Bei Beanspruchung senkrecht zur hexagonalen Achse wird die Basistranslation durch mechanische Zwillingsbildung, bei Beanspruchung parallel zu ihr durch Translation nach Pyramidenflächen abgelöst[2].

Zu den im vorstehenden auf Grund des Vergleichs mit Beobachtungen aufgezählten Gründen, die eine Bevorzugung des Schubspannungsgesetzes gerechtfertigt erscheinen lassen, sei noch hinzugefügt, daß sich die Schubspannung im wirkenden Translationssystem als die wesentliche Größe zu einer einfachen, von der Orientierung des Kristalls unabhängigen Beschreibung des Kraftbedarfs (Verfestigung) auch im weiteren Verlauf der plastischen Dehnung erwiesen hat.

3. Zerreißfestigkeit und Normaldilatation. In analoger Weise wie in Kap. 1 kann man versuchen, das für das Zerreißen von Kristallen nach ebenen Flächen gültige Gesetz der Konstanz der Normalspannung[3] auf die Reißfläche in Beziehung zu setzen zu der im Augenblick des Zerreißens erreichten elastischen Normaldilatation. Während sich für die Streckgrenze aus den vorhandenen Messungen eine bündige Entscheidung zwischen einem Schubspannungs- und Schiebungsgesetz nicht fällen ließ, zeigt sich hier, daß das Experiment eindeutig zugunsten des Normalspannungsgesetzes entscheidet. In Abb. 1 sind die unter den beiden Annahmen (Konstanz von σ_z bzw. von ε_z) berechneten Orientierungsabhängigkeiten der Zerreißfestigkeit kubischer, nach der Würfelfläche spaltender Kristalle dargestellt. Die dem Dilatationsgesetz folgende sehr starke Orientierungsabhängigkeit (die Festigkeit in [111] beträgt das 5,3fache der für [100] gültigen), steht mit den Messungen am Steinsalz in starkem Widerspruch. Die Beobachtungen sind hingegen gut durch das Normalspannungsgesetz darstellbar.

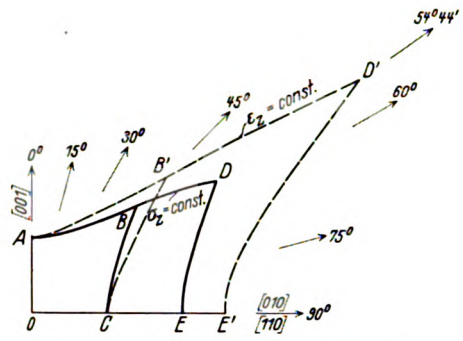


Abb. 1. Festigkeitskörper regulärer Kristalle mit (100) als Reißfläche (Steinsalz).

—— Normalspannung konstant: $\sigma = \frac{\sigma_z}{\sin^2 \alpha}$

– – – Normaldilatation konstant: $\sigma = \frac{\varepsilon_z}{s_{12} \cdot \sin^2 \alpha + s_{33} \cdot \cos^2 \alpha}$

(α = Winkel zwischen Zugrichtung und nächstliegender Würfelkante)

A B C / A B′ C } Schnitt mit einer Würfelfläche

A B D E / A B′ D′ E′ } Schnitt mit einer Dodekaederfläche

Noch erheblich schärfer tritt die Ungültigkeit eines Normaldilatationsgesetzes an Hand der Zerreißversuche von Zn-Kristallen bei — 185° C in Erscheinung[1]. In Abb. 2 ist den beobachteten Festigkeiten ihr theoretischer Verlauf gegenübergestellt, wie er sich auf Grund der beiden in Frage stehenden Grenzbedingungen ergibt.

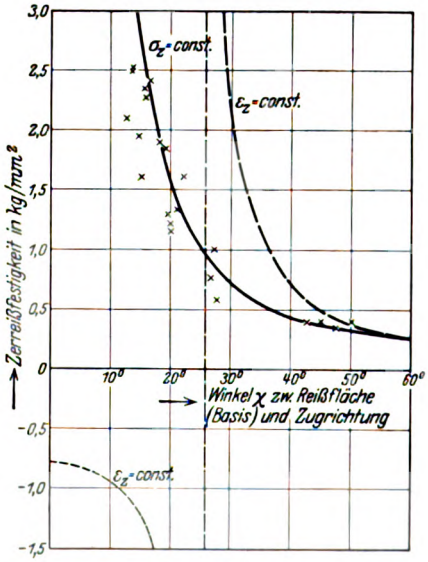


Abb. 2. Orientierungsabhängigkeit der Zerreißfestigkeit von Zinkkristallen (—185° C)

– · – · Normalspannung konstant: $\sigma = \frac{\sigma_z}{\sin^2 \chi}$

– – – Normaldilatation konstant: $\sigma = \frac{\varepsilon_z}{s_{13} \cos^2 \chi + s_{33} \sin^2 \chi}$.

Die Berechnung zufolge konstanter Normaldilatation mußte allerdings auf Grund der für Zimmertemperatur gültigen elastischen Konstanten durchgeführt werden[2].

[1] W. Boas u. E. Schmid: l. c.

[2] Die Bedeutung der Lage der Translationsrichtung [1010] in der Basis für die Streckgrenze war in den Zinkversuchen nicht zutage getreten. Die im Höchstfall 13,4% betragende Korrektur der Schubspannung war durch die Größe der Streuung der Versuche (an mehreren Stücken desselben Kristalls) völlig überdeckt worden. Die neuen Cadmiumversuche scheinen indessen doch auch aus den Streckgrenzenwerten zahlenmäßig die Bedeutung der Translationsrichtung darzutun. Die Summe der Fehlerquadrate steigt bei Annahme einer banalen Translationsrichtung in der Basis um 15,9%, 4,9% und 13,3% in den drei zu verschiedenen Kristallisationsgeschwindigkeiten gehörigen Gruppen.

[3] L. Sohnke: Pogg. Ann. 137, S. 177 (1869); für weitere Literatur siehe W. Boas u. E. Schmid: l. c.; ferner E. Schmid u. O. Vaupel: l. c.

[1] E. Schmid: Delfter Vortrag, l. c.

[2] Diesem Umstand dürfte jedoch kein entscheidendes Gewicht zufallen, da ihr Temperaturkoeffizient, wie uns Herr E. Goens freundlichst mitteilte, von der Größenordnung 10^{-4} ist.

Digitized by Google

Für Querlage der Basisreißfläche ist Übereinstimmung beider Aussagen vorausgesetzt. Auch hier ist das Gesetz konstanter Normaldilatation mit einer erheblich stärkeren Orientierungsabhängigkeit der Zerreißfestigkeit verbunden. Für einen Stellungswinkel der Reißfläche von $24° 56'\left(\operatorname{tg}\chi = \sqrt{-\frac{s_{13}}{s_{33}}}\right)$ ergibt sich eine unendlich große Zerreißfestigkeit (Dilatation zufolge der Längsdehnung und Kontraktion zufolge der Querkontraktion des Stäbchens werden hier einander gleich), für noch schrägere Lage der Reißfläche wird Normaldilatation nur durch Druckbeanspruchung möglich. Die unter Annahme der Konstanz der Normalspannung berechnete Kurve ist mit den Beobachtungen in guter Übereinstimmung. In ähnlicher Weise bilden auch die Zerreißversuche an Wismutkristallen eine Bestätigung des Normalspannungsgesetzes.

Der Notgemeinschaft der Deutschen Wissenschaft, die die Durchführung dieser Untersuchung ermöglichte, sind wir zu besonderem Danke verpflichtet.

Zugversuche an Kristallen aus Kupfer und α-Messing.

Von Frhrn. v. Göler und G. Sachs[1].

Die Verformungsvorgänge beim Zugversuch an Kristallen reiner Metalle des kubisch-flächenzentrierten Kristallsystems sind durch eine Reihe eingehender Untersuchungen in den wichtigsten Punkten erkannt worden. Die geometrischen und mechanischen Erscheinungen beim Zugversuch an Aluminiumkristallen konnten mit gewisser Vollständigkeit geklärt und rechnerisch erfaßt werden[2]. Bei den anderen reinen Metallen, Kupfer, Silber und Gold[3], sind wesentliche Unterschiede gegen Aluminium bisher nicht gefunden worden.

Bei den gleichkristallisierenden Mischkristallen konnten dagegen — wenigstens bei Kupferlegierungen — erhebliche Abweichungen festgestellt werden. Besonders gilt das für hochzinkhaltige Kristalle von α-Messing[4]. Zwar treten die gleichen kristallographischen Gleitsysteme auf wie bei den reinen Metallen; der Kraftverlauf zeigt jedoch solche Unterschiede gegenüber Aluminium, daß sich die Frage nach dem stetigen Übergang von reinem Kupfer zu den α-Messingen aufdrängte. Die Verhältnisse liegen hier wesentlich verwickelter als bei den bisher eingehender untersuchten Mischkristallreihen (Zink mit bis zu 1% Kadmium[5], und Aluminium mit Zink bis zu 15%[6]), bei denen sich der wachsende Zusatz des zweiten Bestandteils hauptsächlich nur in einer anfänglichen Erhöhung des Gleitwiderstandes auswirkt.

Mehr noch als die Bestimmung der Streckgrenzen und der Verfestigungskurven interessierten im vorliegenden Falle die Verhältnisse bei der Ablösung des anfänglich wirksamen Gleitsystems durch ein zweites. Aluminium- und Messingkristalle unterscheiden sich nämlich hauptsächlich darin, daß bei Messingkristallen das wirksame Gleitsystem sich weniger verfestigt als die anderen. Dieser Verfestigungsunterschied ist daran zu erkennen, daß die mit der Dehnung verbundene Orientierungsänderung erheblich über diejenige Lage hinausgeht, bei der zwei Gleitsysteme symmetrisch zur Kraftrichtung liegen.

Bei gleich starker Verfestigung beider Systeme, wie sie bei Aluminium und Kupfer im allgemeinen vorliegt, müssen sich von Erreichung der Symmetrielage ab beide Systeme in gleichem Maße an der weiteren Gleitung beteiligen. Die Orientierungsänderung geht damit sprunghaft in eine andere, zu beiden Gleitsystemen symmetrische Richtung über. Diesen Vorgang kann man sich am einfachsten als eine Zickzackbewegung mit sehr kleinen Wegen abwechselnd auf beiden Gleitsystemen vorstellen. Die verschieden große Verfestigung der beiden Gleitsysteme bei Messing führt dagegen dazu, daß das zweite Gleitsystem verspätet einsetzt und erst von da an seinerseits den Hauptanteil der Verformung trägt. Der weitere Verlauf des Vorgangs scheint einer Zickzackbewegung mit größeren Schritten zu entsprechen.

In der vorliegenden Untersuchung wurden an einer Reihe ausgewählter Kristalle von Kupfer und α-Messingen mit verschiedenem Zinkgehalt (vgl. Tabelle 1) Zugversuche ausgeführt. Gleichzeitig wurde die Orientierung der Kristalle röntgenographisch mit einer über die bisherigen Untersuchungen hinausgehenden Genauigkeit verfolgt.

Sämtliche Kristalle weisen eine verhältnismäßig scharfe Streckgrenze auf. Der von der Orientierung unabhängige Wert der Schubspannung an der Streckgrenze (Abb. 18) steigt hierbei von etwa 0,4 kg/mm² bei Kupfer mit zunehmendem Zinkgehalt zunächst schnell, dann langsam bis auf 1,4 kg/mm² bei den Kristallen mit 72% Cu (Ms 72). Der Verlauf der Verfestigungskurven ändert sich allmählich von Kupfer zu Messing (Abb. 21). Dabei fällt besonders auf, daß ein der Streckgrenze folgendes Gebiet geringer oder fehlender Verfestigung mit zunehmendem Zinkgehalt immer länger wird. Bei Kupfer biegt die Verfestigungskurve sehr bald, bei Messing mit 72% Cu erst bei etwa 20% Abgleitung aufwärts. In ganz ähnlicher Abhängigkeit vom Zinkgehalt wächst auch die Schwächung des von Anfang an wirksamen Gleitsystems gegenüber den anderen. Der maximale Unterschied (in der Verfestigung des wirksamen und der übrigen Gleitsysteme) liegt bei Kupfer innerhalb der Fehlergrenze

---

[1] Original. Z. Phys. 55, S. 581—620 (1929).

[2] G. J. Taylor u. C. F. Elam: Proc. Roy. Soc. London (A) 102, S. 643—667 (1923); (A) 108, S. 28—51 (1925); Frhr. v. Göler u. G. Sachs: Z. Phys. 41, S. 103—115 (1927); Z. techn. Phys. 8, S. 586—595 (1927); R. Karnop u. G. Sachs Z. Phys. 41, S. 116—139 (1927); J. Weerts: Diss. Techn. Hochsch., Berlin 1929.

[3] C. F. Elam: Proc. Roy. Soc. London (A) 112, S. 289 bis 296 (1926).

[4] C. F. Elam: ebenda (A) 115, S. 148—166 (1927); M. Masima u. G. Sachs: Z. Phys. 50, S. 161—186 (1928); 51, S. 321 bis 327 (1928).

[5] P. Rosbaud u. E. Schmid: Z. Phys. 32, S. 197—225 (1925).

[6] C. F. Elam: Proc. Roy. Soc. London (A) 109, S. 143—149 (1925); (A) 115, S. 133—147 (1927).

Digitized by Google

(3%). Mit zunehmendem Zinkgehalt wächst er bis auf etwa 20% bei Ms 72. Jedoch setzt Gleitung auf dem zweiten System bereits bei Überschreitung der Symmetrielage ein, und zwar mit einem Anteil, der vom Zinkgehalt unabhängig zu sein scheint. Zur Gleitung auf dem ersten System tritt also bei Messingkristallen nach Überschreitung der Symmetralen eine nur wenig zunehmende Beteiligung des zweiten Systems, bis dieses die Hauptrolle übernimmt. Bei weiterer Dehnung strebt die Orientierung allmählich einer symmetrischen Lage zu.

Die Übergänge von den Gebieten vorwiegend erster Gleitung zu denen vorwiegend zweiter und umgekehrt sind bei Ms 72 ziemlich schroff und äußern sich in den Kraft- und Spannungskurven durch scharfe Knicke. Mit abnehmendem Zinkgehalt werden die Übergänge in den Orientierungsänderungen und den Kraftkurven immer wieder dehnten sehr ungleichmäßig oder ergaben schlechte Röntgenreflexe und dabei ebenfalls ausfallende Kurven. Für die Röntgenuntersuchung konnten nur solche Kristalle verwendet werden, bei denen die Baufehler nicht so groß waren, daß sie die Orientierungsbestimmungen beeinträchtigten. In Tabelle 1 ist die Zusammensetzung und Anfangsorientierung der untersuchten Kristalle zusammengestellt.

Durchführung der Zugversuche und der Orientierungsbestimmungen. Die Versuche wurden in folgender Weise durchgeführt: Die Kristalle wurden auf einer Zerreißmaschine[1] um kleine Beträge gedehnt. Bis etwa 1% Dehnung wurde diese mit Hilfe eines Spiegelapparates bestimmt. Bei größeren Verformungen wurden, meist an zwei Stellen, der größte und kleinste Stabdurchmesser gemessen.

Tabelle 1. Orientierung, Zusammensetzung und Streckgrenze der untersuchten Kristalle.

Bezeichnung des Kristalls		Winkel zu den Würfelkanten			Chemische Zusammensetzung[1]		Streckgrenze		Bemerkungen
					Cu	Zu	s_s	τ_s	
		α_1	α_2	α_3	Gew.-%		kg/mm²		
Cu:	*A*	15,5	78,5	80[2]	99,97	—	0,84	0,38	
	B	8	83,5	85,5[2]	99,94	—	1,1 ?	0,49 ?	
	C	13	80	82[2]	99,95	—	0,92	0,43	Röntgenographisch
	Z	43,5	46,5	88,5	99,95	—	0,88	0,37	untersucht
Ms 97:	1	47	54	64,5[2]	97,36	2,64	1,61	0,61	„
	4	19	71	89	97,09	2,97	1,31	0,64	„
Ms 92:	17	6,5	30	59[3]	91,81	8,25	2,36	1,16	
	19	16,5	75	83[2]	92,56	7,43	2,48	1,19	„
Ms 85:	*C*	42	57,5	65[2]	83,86	16,16	2,97	1,26	„
	D	21	70	84[2]	84,64	15,40	2,46	1,21	„
	12	4,5	15	74,5[3]	87,39	12,68	2,68	1,30	
Ms 72:	*Y*	37,5	59	71,5	71,35	28,68	3,10	1,41	„
	U	12,5	76,5	89	74,93	25,10	2,86	1,36	„
	R	47	69	50	74,15	25,89	3,30	1,35	Alterungsversuch

mehr verwischt; es liegt also eine allmähliche Veränderung von der „doppelten" Gleitung bei Kupfer zu der „abwechselnden" bei hochzinkhaltigem Messing vor.

Kristallherstellung. Die Kristalle wurden wie früher[4] durch Heruntersenken eines mit der Schmelze gefüllten Kohlerohres durch einen Ofen in Form 10 mm dicker und etwa 20 cm langer Stäbe gewonnen. Die Ausbeute an guten Kristallen war verhältnismäßig gering, d. h. nur jeder zweite oder dritte Stab bestand auf mehr als 5 cm Länge aus einem den ganzen Querschnitt einnehmenden Kristall. Auch von den Kristallen, die nach dem Ätzen brauchbar erschienen, mußte im Laufe der Untersuchung ein erheblicher Bruchteil ausgeschaltet werden. Ausgeschieden wurden zunächst einige Kristalle, die anscheinend einen auf Störungen hinweisenden abweichenden Kurvenverlauf zeigten. Einige davon wiesen eine verhältnismäßig wenig ausgesprochene Streckgrenze auf, die gleichzeitig gegenüber den anderen Kristallen gleicher Zusammensetzung auffallend hoch war. Andere

Die Orientierungsänderungen der meisten Kristalle wurden in geeigneten Stufen röntgenographisch ermittelt. Die Untersuchung der Verhältnisse bei der Ablösung des ersten Gleitsystems erschien nur dann aussichtsreich, wenn die damit zusammenhängende Orientierungsänderung in kleinen Stufen verfolgt werden konnte. Die notwendige Genauigkeit war mit 0,5° höher als bei den bisherigen Kristalluntersuchungen.

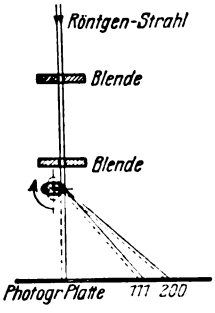


Abb. 1. Orientierungsbestimmung bei Messingkristallen.

Dies wurde dadurch erreicht, daß der Kristall in einer geeigneten Fassung ausgerichtet und um seine Achse so gedreht wurde, daß ein paralleler monochromatischer Röntgenstrahl die Oberfläche streifte[2]. Die 111-und

[1] Eisengehalt der Kristalle 0,01—0,05%.

[2] Aus Drehaufnahmen gedehnter Stäbe extrapoliert.

[3] Laueaufnahmen.

[4] G. Sachs u. H. Shoji: Z. Phys. 45, S. 776—796; (1927); Frhr. v. Göler u. G. Sachs: Die Naturwissensch. 16, S. 412 bis 416 (1928).

[1] Benutzt wurde eine Zerreißmaschine für 3000 kg Höchstlast der A. Spiess G. m. b. H., Siegen.

[2] Für sämtliche Aufnahmen wurde eine Haddingröhre mit Kupferantikathode benutzt (Wellenlänge der Kupferstrahlung λK_α Cu = 1,54 Å), die ohne Gleichrichtung an einem Hochspannungstransformator der Firma R. Seifert & Co., Hamburg Nr. 13, betrieben wurde. Die Aufnahmebedingungen waren 25—30 kV, 8—10 mA, 10—12 Stunden.

Digitized by Google

200-Reflexe wurden auf einer einseitig dahinter stehenden Platte aufgefangen (vgl. Abb. 1). Auf die Wiedergabe der sämtlichen (etwa 80) Aufnahmen muß verzichtet werden. Abb. 2—10 zeigen einige Bilder der beiden Kristalle Cu : C und Ms 72 : U in verschiedenen Stadien der Dehnung. Jede Kristallfläche ergibt während der Drehung einen oberen und einen symmetrisch gelegenen unteren Reflex. Mit dem Winkelmesser wurde auf der Platte der Winkel $2\,\delta$: Mitte des oberen Reflexes — Auftreffpunkt des unabgelenkten Primärstrahls — Mitte des zugehörigen unteren Reflexes — gemessen; daraus ergab sich der Winkel ψ zwischen der Normalen der fraglichen Kristallfläche und der Stabachse nach der Formel[1]:

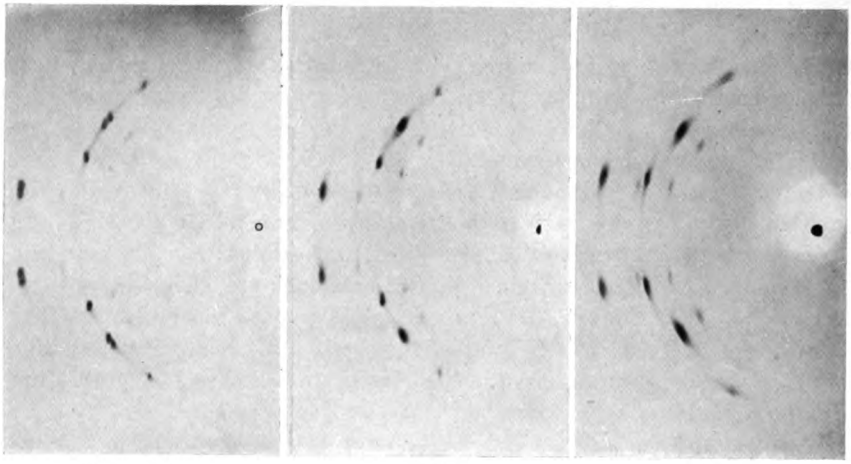
$$\cos\psi = \cos\vartheta \sin\delta. \qquad (1)$$

Dabei ist ϑ der Braggsche Reflexionswinkel der betreffenden Netzebenenschar, der sich aus den Gitterkonstanten[2] und der Wellenlänge der benutzten Kupferstrahlung zu 21,1° für den 111-Reflex, bzw. zu 25,3° für den 200-Reflex von Kupfer und zu 20,7°, bzw. 24,8° für Ms 72 ergab.

Die so berechneten Winkel ψ sind für alle Aufnahmen in Tabelle 2 zusammengestellt. Sie wurden zur Konstruktion von Fehlervielecken benutzt[3], von denen die zu den Aufnahmen Abb. 2—10 gehörigen in Abb. 11 wiedergegeben sind.

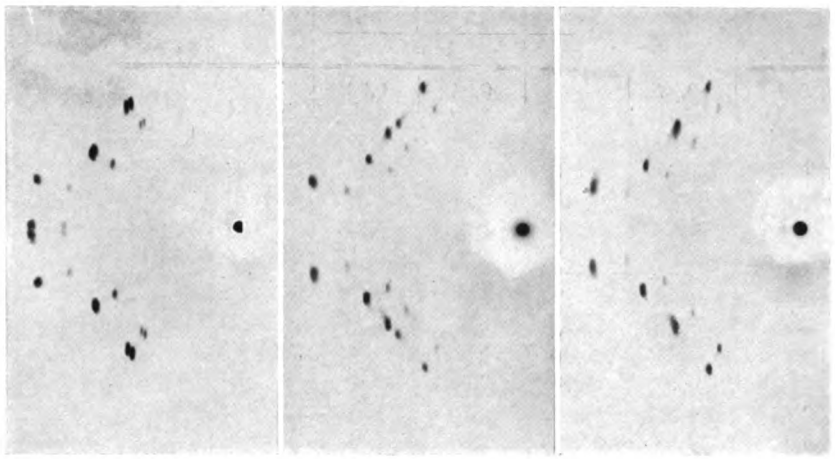
Um eine Platte auszuwerten und die Orientierung einzutragen, benötigt man etwa 10—15 Minuten. Das Verfahren ist also einfacher und weniger zeitraubend, dabei aber wesentlich genauer als die Auswertung von Laueaufnahmen. Ein Nachteil dieses Verfahrens liegt allerdings darin, daß aus einer Aufnahme nur die Richtung der Drehachse bestimmbar ist.

Beim ungedehnten Kristall gehen die Kreise mit Abweichungen von nur 0,1—0,2° durch einen Punkt. Diese gute Übereinstimmung der Reflexe läßt aber, wie Abb. 11 zeigt, im Laufe der Dehnung aus verschiedenen Gründen nach. Der Stabquerschnitt wurde durch die Dehnung elliptisch, so daß ein Teil der Reflexe ausfiel, und ferner jeder Reflex von einem anderen Teil des Röntgenstrahlenbündels erzeugt wurde (vgl. Abb. 1). Dies hatte zur Folge, daß die Reflexe in den Aufnahmen (Abb. 2 bis 10), sich dann nicht mehr zu Interferenzkreisen anordneten, sondern zu jedem Reflex ein anderer Durchstoßpunkt gehört (vgl. Abb. 1). Dieser Fehler konnte aber bei der Ausmessung annähernd berücksichtigt werden. Erheblicher litt die Genauigkeit darunter, daß bei stärkerer Dehnung die Reflexe keine scharfen,

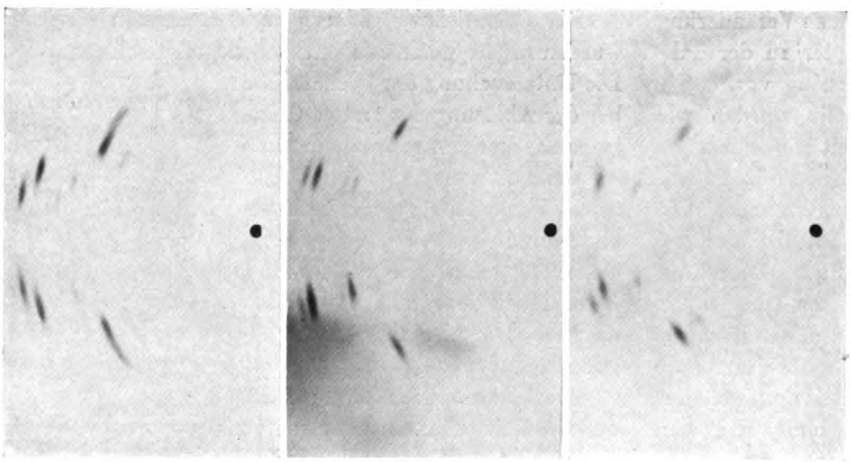


f/f_0 = 0,983 0,925 0,659

Abb. 2 bis 4. Drehaufnahmen des Kristalls Cu : C in verschiedenen Stadien der Dehnung. (f = Querschnitt.)



f/f_0 = 1,000 0,832 0,747



f/f_0 = 0,626 0,569 0,528

Abb. 5 bis 10. Drehaufnahmen des Kristalls Ms : U in verschiedenen Stadien der Dehnung.

[1] M. Polanyi: Z. Phys. 7, S. 149—180 (1921).

[2] Vgl. Anhang.

[3] Für die Orientierungsdarstellung wurde ein stereographisches Netz von 50 cm Durchmesser verwandt, das neuerdings von der Firma R. Seifert & Co., Hamburg 13, gedruckt zu erhalten ist.

Digitized by Google

Tabelle 2. Auswertung der Drehaufnahmen zur Orientierungsbestimmung.
(Bei den eingeklammerten Werten fallen die Reflexe zweier Flächen praktisch zusammen.)

Kristallbezeichnung	Lfd. Nr.	Querschnittsänderung f/f₀	Winkel der Stabachse zu den Würfeldiagonalen			Winkel der Stabachse zu den Würfelkanten		
			111	111 1. Gleitfläche	111 2. Gleitfläche	111	200	020	002
Cu : *A* . . .	1	0,985	39,4°	54,6°	57,1°	70,4°	—	78,4°	79,9°
Cu : *B* . . .	1	0,959	45,5	(54,8)	(54,8)	63,6	—	(83,9)	(83,9)
Cu : *C* . . .	1	0,983	41,7	54,8	57,0	67,9	—	79,6	81,1
	2	0,958	40,5	(56,0)	(56,0)	68,8	—	(79,4)	(79,4)
	3	0,925	41,2	(55,4)	(55,4)	68,4	—	(80,1)	(80,1)
	4	0,845	39,6	(56,7)	(56,7)	70,2	—	(79,6)	(79,6)
			39,5	(56,3)	(56,3)	70,0	—	(79,3)	(79,3)
	5	0,698	37,9	(56,9)	(56,9)	73,0	—	(77,3)	(77,3)
	6	0,659	36,5	(56,8)	(56,8)	73,9	—	(77,0)	(77,0)
Cu : *Z* . . .	1	1,000	33,5	37,0	87,6	89,1	43,5°	46,1	88,6
	2	0,632	—	58,9	—	78,4	46,5	—	66,1
	3	0,514	—	65,3	68,3	81,1	43,5	57,7	61,6
Ms 97 : 1 . .	1	0,985	—	61,2	70,9	79,8	45,4	55,4	64,3
	2	0,819	—	(65,6)?	(65,6)	—	—	(59,8)	(59,8)
	3	0,800	—	65,1	64,5	81,8	44,1	(60,0)	(60,0)
			—	65,8	65,1	81,0	43,8	(60,3)	(60,3)
	4	0,750	—	(65,3)	(65,3)	81,8	—	(60,3)	(60,3)
			—	(65,2)	(65,2)	81,3	44,1	(60,7)	(60,7)
	5	0,686	—	(64,6)	(64,6)	82,0	43,4	(60,3)	(60,3)
Ms 97 : 4 . .	1	1,000	42,0	42,9	69,4	69,6	—	70,1	88,9
	2	0,930	39,5	46,8	65,0	71,4	—	72,0	86,1
	3	0,756	36,3	53,0	60,8	73,2	—	74,3	79,6
	4	0,714	35,1	57,8	59,2	73,6	—	(75,4)	(75,4)
	5	0,688	33,5?	57,2	57,8	74,6	—	74,9	75,2
	6	0,666	34,3	59,6	58,0	76,0	—	76,6	75,1
	7	0,635	33,2	59,3	57,1	76,7	—	76,1	75,3
	8	0,544	32,6?	60,3	59,2	79,0	—	(75,0)	(75,0)
Ms 92 : 19 . .	1	0,940	38,2	53,5	59,2	71,0	—	76,4	80,4
	2	0,884	37,5	54,3	57,8	72,4	—	76,2	79,0
			37,7	54,4	58,1	72,0	—	75,9	78,4
	3	0,832	37,3	57,0)	(57,0)	73,0	—	(76,6)	(76,6)
	4	0,816	35,5	57,6	56,2	73,5	—	77,4	75,9
	5	0,794	35,0	(57,3)?	(57,3)	74,4	—	77,2	75,6
	6	0,775	35,5	57,8	55,6	74,4	—	77,3	74,5
	7	0,751	35,3	59,4	55,6	74,6	—	78,2	75,2
	8	0,692	33,0	58,8	57,1	76,7	—	75,6	74,0
	9	0,657	32,5	60,3	58,6	77,8	—	74,8	74,1
	10	0,546	29,0	(58,5)	(58,5)	80,6	26,4	(72,1)	(72,1)
Ms 85 : *D* . .	1	0,991	37,5°	49,4°	65,8°	73,8°	—	70,8°	83,8°
	2	0,795	31,8	(57,6)	(57,6)	76,3	—	(74,3)	(74,3)
	3	0,751	33,6	59,7	56,7	77,2	—	75,3	73,6
	4	0,721	—	60,1	56,7	—	—	75,6	72,7
	5	0,668	—	61,8	54,5	78,0	—	75,2	71,6
	6	0,645	—	60,9	56,8	—	—	74,4	71,8
	7	0,611	30,5	60,7	58,5	79,9	—	72,0	71,4
	8	0,588	—	59,3	57,3	—	—	71,6	71,2
	9	0,572	29,5	60,0	58,8	80,6	26,3°	72,6	71,9
			29,8	60,1	58,9	80,4	—	72,0	72,0
	10	0,459	25,1	59,0	61,9	—	29,9	69,7	—
			25,5	59,4	61,7	—	30,0	69,7	69,7
Ms 85 : *C* . .	1	0.935	—	61,4	67,3	85,0	41,1	59,7	64,9
	2	0,868	—	63,1	65,0	85,2	40,5	62,1	63,7
	3	0.839	—	(64,0)	(64,0)	84,7	—	(62,5)	(62,5)
	4	0,798	—	65,2	63,1	85,5	41,0	63,1	62,3
	5	0,757	—	64,9	61,7	85,5	39,4	65,1	61,5
	6	0,715	—	67,1	62,3	86,0	39,6	65,5	60,9
	7	0,683	—	65,6	62,5	—	—	64,2	62,6
	8	0,620	—	61,6	64,9	—	39,6	63,4	64,4
	9	0,575	—	62,7	64,9	—	38,9	63,8	—
Ms 72 : *Y* . .	1	1,000	—	54,6	70,2	88,6	37,5	58,8	71,4
	2	0,859	—	59,7	65,2	88,5	36,9	62,9	67,7
	3	0,761	—	63,0	61,6	88,4	36,8	65,3	64,7
			—	63,4	61,4	—	36,9	65,8	64,6

Digitized by Google

Tabelle 2. Auswertung der Drehaufnahmen zur Orientierungsbestimmung (Fortsetzung.)

(Bei den eingeklammerten Werten fallen die Reflexe zweier Flächen praktisch zusammen.)

Kristallbezeichnung	Lfd. Nr.	Querschnittsänderung f/f₀	Winkel der Stabachse zu den Würfeldiagonalen				Winkel der Stabachse zu den Würfelkanten		
			111	11̄1 1. Gleitfläche	111 2. Gleitfläche	1̄11	200	020	002
Ms 72 : Y . .	4	0,721	—	64,7	60,0	90,0	37,3	66,6	64,0
	5	0,688	—	65,5	58,8	—	35,9	67,2	63,3
	6	0,643	—	66,1	57,7	~90,0	35,6	68,5	63,2
	7	0,630	—	66,1	59,9 ?	~90,0	36,2	70,1	61,9
	8	0,535	—	59,5	63,9	—	35,9	65,7	66,8
	9	0,455	—	61,6	64,5	—	—	64,7	69,1
	10	0,384	—	62,3	62,9	—	—	64,9	65,9
Ms 72 : U . .	1	1,000	46,0	47,7	63,9 ?	65,2 ?	—	77,2	88,6
	2	0,896	41,0	51,4	59,1	66,4	—	78,4	83,8
	3	0,842	40,9	54,2	57,9	67,7	—	78,5	—
	4	0,787	40,1	(56,2)	(56,2)	69,5	—	(79,6)	(79,6)
	5	0,747	39,4	—	55,2	69,8	—	80,5	—
	6	0,702	38,9	58,5	54,3	70,4	—	80,8	78,5
	7	0,647	36,7	61,2	53,5	72,0	—	80,3	73,6
	8	0,633	36,3	61,7	54,4 ?	72,5	—	80,6	74,6 ?
	9	0,626	36,1	62,5	52,5	—	—	79,6	73,9
	10	0,606	35,2	63,4 ?	56,2	73,8	—	79,3	74,5 ?
	11	0,569	34,9	(57,1)	(57,1)	—	—	77,1	76,7
			34,7	—	—	74,6	—	—	—
	12	0,628	34,5	55,7	58,4	75,9	—	74,4	77,3
Ms 72 : W . .	1	1,000	52,0	(54,8)	(54,8)	57,2	—	(88,2)	(88,2)
	2	0,976	(54,8)	(54,8)	(54,8)	54,8	—	(90,0)	(90,0)

sondern in die Länge gezogene Flecken ergaben, und daß sie in einem über die Genauigkeit der Auswertung hinausgehenden Maße nicht mehr kristallographisch zusammenpaßten. Aus den 111-Reflexen an den beiden Gleitflächen ergab sich nämlich fast regelmäßig eine um etwa 1° andere

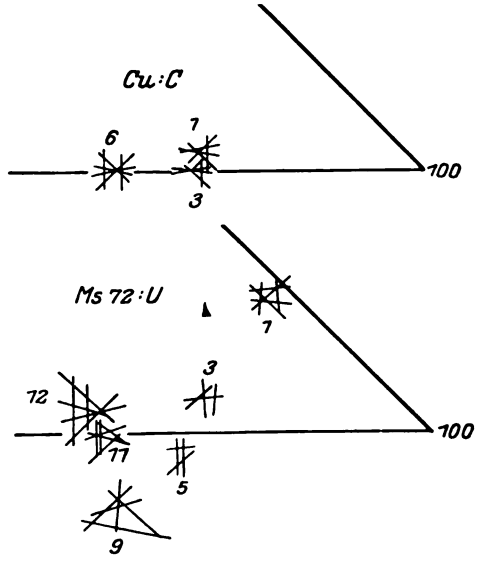
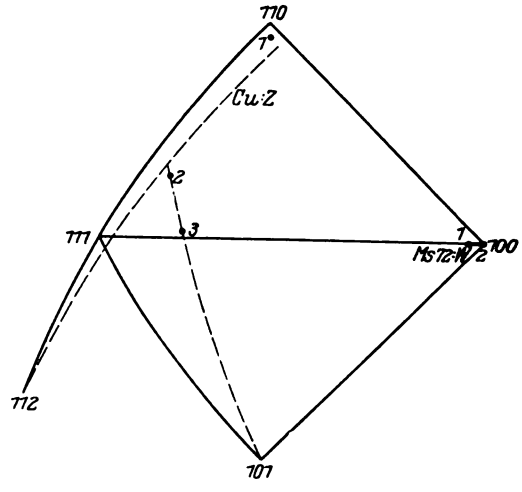


Abb. 11. Fehlervielecke zu den Röntgenaufnahmen Abb. 2 bis 10.

Orientierung als aus den übrigen Flecken. Dies beruht offenbar darauf, daß sich die Gleitflächen entsprechend verkrümmen. Besondere Schwierigkeiten bot die Auswertung der Aufnahmen dann, wenn die Stabachse im Verlaufe der Dehnung näher als 1° an die Grenzlinie 100—111 des Orientierungsdreiecks heranrückte. Dann fielen die Reflexe der Flächen 111 und 1̄11, sowie 020 und 002 (vgl. Tabelle 2) so dicht zusammen, daß sie nicht mehr sicher zu trennen waren. Erschwerend für die Deutung der Aufnahmen kommt dann noch hinzu, daß die Drehaufnahme keine Entscheidung darüber gibt, auf welcher Seite der Symmetrielage die Stabachse sich befindet.



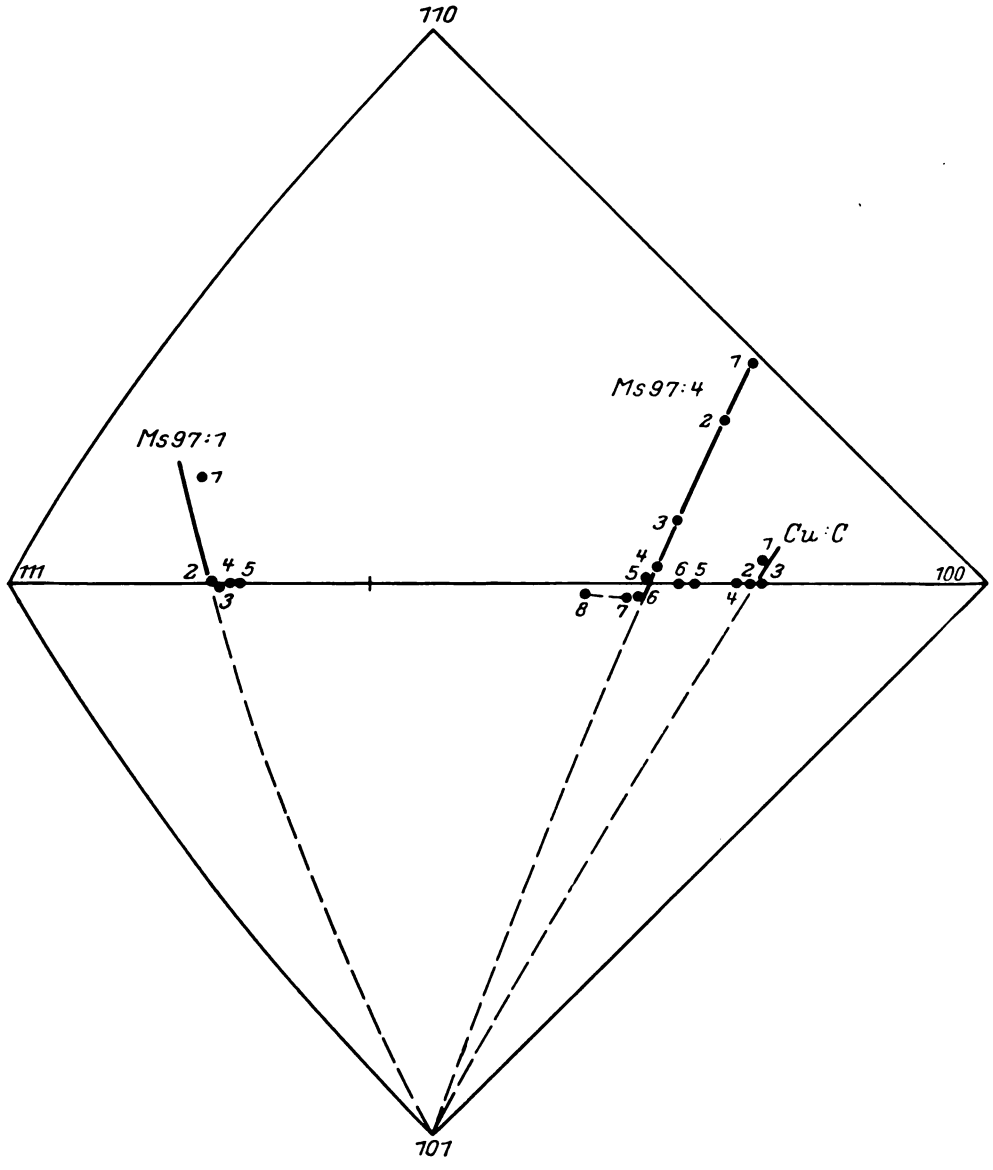
		1	2	3
Cu : Z	f	1,000	0,632	0,514
Ms 72 : W	f_0	1,000	0,976	—

Abb. 12. Gleitvorgänge bei Grenzorientierungen.

Beide Schwierigkeiten konnten dadurch überwunden werden, daß ein Teil der Oberfläche, also auch die zugehörigen Reflexe, mit Blei abgedeckt wurden. Eine bessere Trennung der beiden Reflexe konnte auch dadurch erreicht werden, daß der Kristall exzentrisch gedreht wurde. Immerhin bleibt eine Abweichung von der Symmetrielage unter 1° unsicher, zumal die Möglichkeit vorliegt, daß durch Baufehler eine falsche Lage vorgetäuscht wird.

Digitized by Google

Von diesen Fällen abgesehen ließ sich aus den Fehlervielecken fast immer die Lage der Stabachse auf wenige Zehntel Grad festlegen. Wie die Zusammenstellungen in Tabelle 3 und Abb. 13—16 zeigen, stimmen die Punkte mit ganz vereinzelten Ausnahmen untereinander innerhalb 0,5° zusammen. Außer den Auswertungsfehlern halten sich also auch die anderen Fehler, wobei hier haupt-



			1	2	3	4	5	6	7	8
Cu : C	l/l_0		0,983	0,959	0,924	0,845	0,698	0,660		
97 : 1			0,985	0,820	0,800	0,750	0,686			
97 : 4			1,000	0,930	0,758	0,714	0,688	0,667	0,635	0,544*

* In der Einschnürung.

Abb. 13. Änderung der Stabachsenorientierung bei Kupfer- und Messingkristallen während des Zugversuches.

sächlich die Einstellung der Stabachse parallel zur Drehachse[1] in Frage kommt, innerhalb der angestrebten Grenzen.

Gleitvorgänge bei Grenzorientierungen. Bevor an eine systematische Verfolgung der Verformungs- und Kraftverhältnisse bei Messingkristallen herangegangen werden kann, muß man sich darüber klar werden, wie weit die Grundvorstellung einer einfachen Gleitung zutrifft. Nach den ersten systematischen Untersuchungen über die Verformung von Metallkristallen[1] schien die einfache Vorstellung, daß die Verformung eines Kristalls durch Gleitung auf dem mechanisch bevorzugten System Gleitfläche—Gleitrichtung stattfindet, mit erheblicher Genauigkeit bestätigt. Unsere Untersuchungen haben jedoch gezeigt, daß fast immer andere Gleitbewegungen in mehr oder weniger starkem Maße den einfachen Gleitvorgang stören. Bei Orientierungen mit

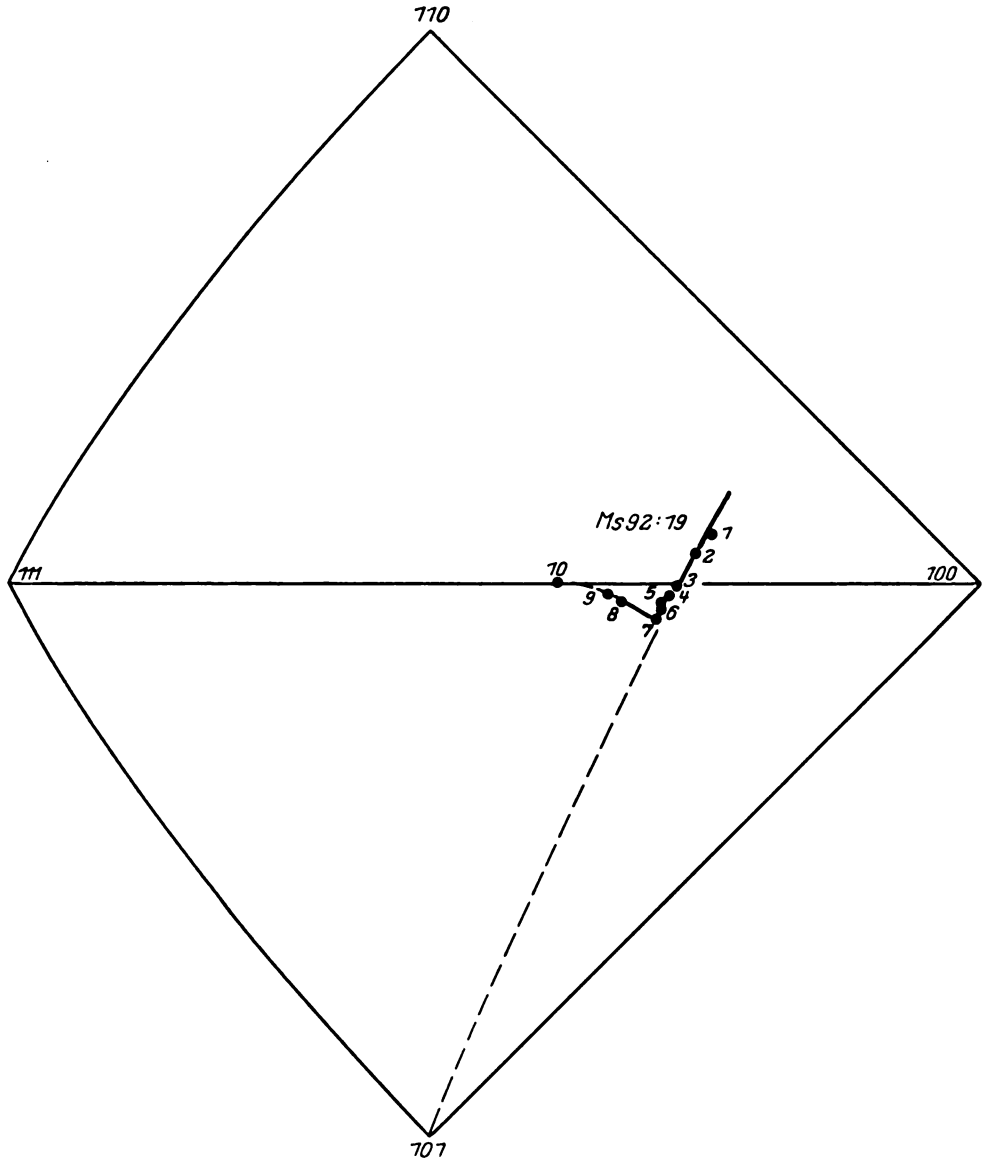
[1] Diese hohe Einstellgenauigkeit ließ sich, da sich die Kristalle fast stets recht gleichmäßig über ihre ganze Länge dehnten, erreichen, indem die Kristalle in der Fassung gedreht und so lange nachgerichtet wurden, bis sie nicht mehr „schlugen".

[1] H. Mark, M. Polanyiu. E. Schmid: Z. Phys. 12, S. 58 bis 116 (1923); G. J. Taylor u. C. F. Elam: Proc. Roy. Soc. London (A) 102, S. 643—667 (1923).

Digitized by Google

einer ausgesprochenen mechanischen Bevorzugung des einen Systems sind diese Störungen nur gering. Wie bekannt, liegen nun alle Kristalle, bei denen das gleiche System bevorzugt ist, mit ihrer Stabachse innerhalb eines sphärischen Dreiecks[1] (111—100—110, vgl. z. B. Abb. 12). Mit zunehmender Annäherung an die Grenzen dieses Orientierungsdreiecks wird die mechanische Bevorzugung eines Systems immer geringer; besonders in der Nähe der Würfelkante sind die Schubspannungen auf mehreren Gleitsystemen nur noch wenig voneinander verschieden. Dies wirkt sich darin aus, daß die von der Theorie geforderte Vergrößerung einer Querschnittsabmessung mit Annäherung an die Dreiecksgrenzen in zunehmendem Maße ausbleibt[2]. Bei den vorliegenden Versuchen konnte ferner regelmäßig festgestellt werden, daß die gemessene Orientierungsänderung in entsprechender Weise hinter der unter der Annahme einfacher Gleitung berechneten zurückblieb (vgl. Tabelle 3).

In nächster Nähe der Grenzzonen äußert sich die Mitwirkung anderer Gleitsysteme in erheblichen Abweichungen von den zu erwartenden Orientierungsänderungen und in Spannungserhöhungen. Solche Kristalle können sogar, durch irgendwelche Zufälligkeiten bedingt, überwiegend auf dem System eines Nachbardreiecks gleiten. Besonders interessant sind die Fälle, wo durch gleichmäßige Beteiligung mehrerer Systeme die Kristalle in hochsymmetrischen Lagen verbleiben oder solchen zustreben. Dazu gehört, streng genommen, auch der Fall der normalen doppelten Gleitung oder das Zusammenwirken zweier Gleitbewegungen an der Zone 100—111 auf die Richtung 211 hin, das sich bei den reinen Metallen als Abschluß



		1	2	3	4	5	6	7	8	9	10
Ms 92 : 19	l/l_0	0,940	0,884	0,832	0,816	0,794	0,775	0,751	0,692	0,657	0,546

Abb. 14 Änderung der Stabachsenorientierung bei einem Messingkristall während des Zugversuches.

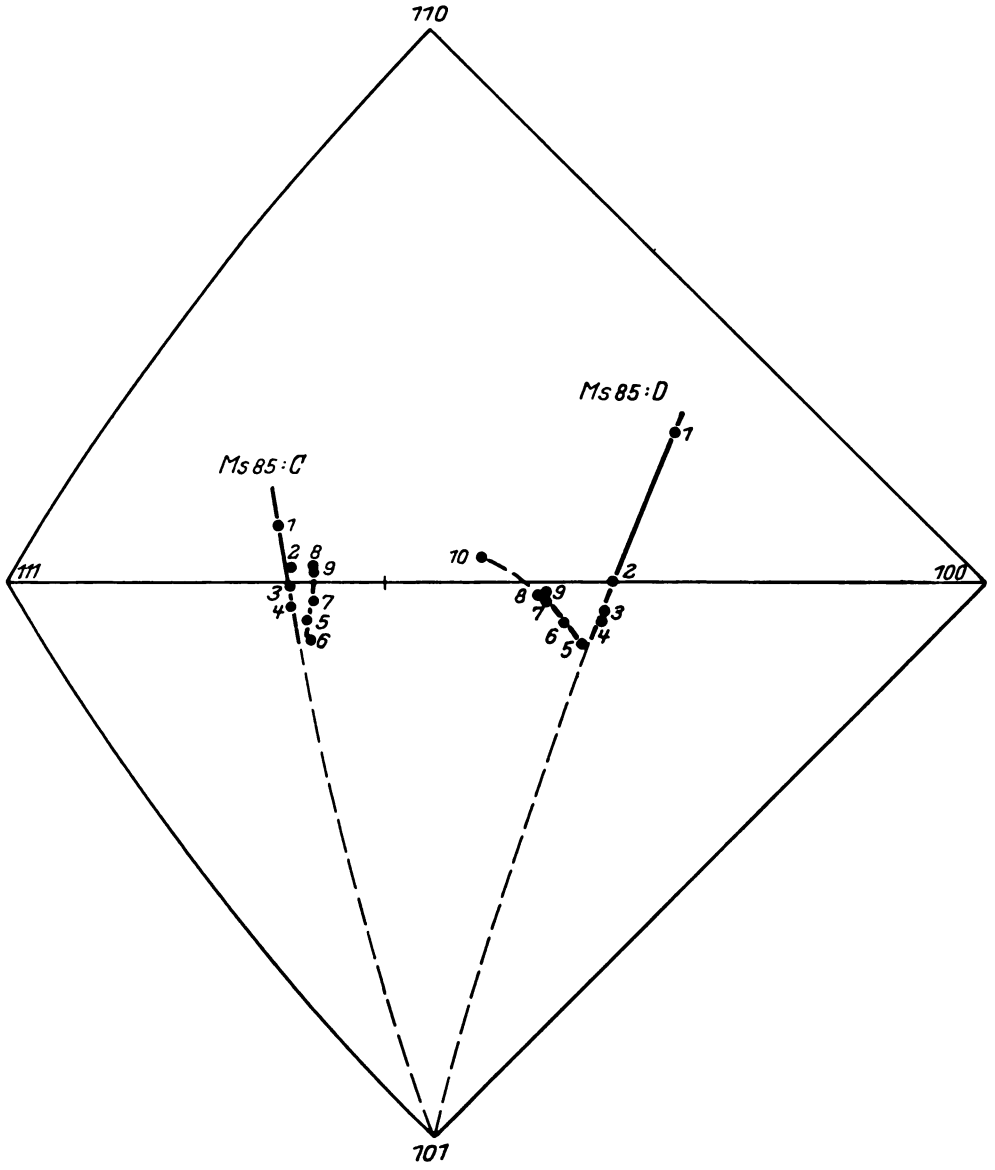
[1] G. J. Taylor u. C. F. Elam: Proc. Roy. Soc. London (A) 108, S. 28—51 (1925).

[2] R. Karnop u. G. Sachs: Z. Phys. 41, S. 116—133 (1927).

Digitized by Google

der normalen einfachen Gitter einstellt. Dieser Vorgang ist deshalb als stabil anzusehen, weil jede Abweichung von der symmetrischen Lage den Spannungszustand derart ändert, daß die Gleitung auf die Symmetrielage hin bevorzugt wird. Alle anderen Symmetrielagen sind dagegen insofern labil, als eine einmal eingetretene Gleitbewegung ihre eigene Bevorzugung gegenüber den anderen Systemen bewirkt oder vergrößert. Daher wird auch meist beobachtet, daß diese Störungen nur zu Beginn der einfachen Gleitung auftreten und sich dann allmählich verlieren[1]. Es ist aber auch beobachtet worden, daß ein Kristall in der Oktaederlage verblieb[1], ein anderer sich nahezu auf der Zone 110—111 (Abb. 12) bewegte[2].

Der gleiche Fall trat in der vorliegenden Untersuchung auf beim Kupferkristall Cu : Z. Abb. 12 zeigt, daß dieser Kristall nicht, wie zu erwarten wäre, auf die Richtung [101] hin, sondern zu Beginn ungefähr parallel zur Grenzlinie 110—111 wanderte. Daraus geht hervor, daß sich an seiner Bewegung die beiden Systeme (111) [101] und (111) [011], die diesseits und jenseits der Grenzlinie 110—111 bevorzugt sind, zu ungefähr gleichen Teilen beteiligten. Diese Kombination zeichnet sich dadurch aus, daß beide Gleitsysteme die Gleitfläche gemeinsam haben.



		1	2	3	4	5	6	7	8	9	10
Ms 85 : *C*	l/l_0	0,935	0,868	0,839	0,798	0,757	0,715	0,683	0,620	0,574	—
Ms 85 : *D*	l/l_0	0,991	0,795	0,751	0,721	0,668	0,645	0,611	0,588	0,572	0,458*

* In der Einschnürung.

Abb. 15. Änderung der Stabachsenorientierung bei Messingkristallen während des Zugversuches.

[1] M. Masima u. G. Sachs: Z. Phys. 50, S. 161—186 (1928). Vielleicht ist es darauf zurückzuführen, daß vielfach die Anfangsorientierungen der Kristalle besonders starke Abweichungen zeigen (Tabelle 3, Abb. 13—16).

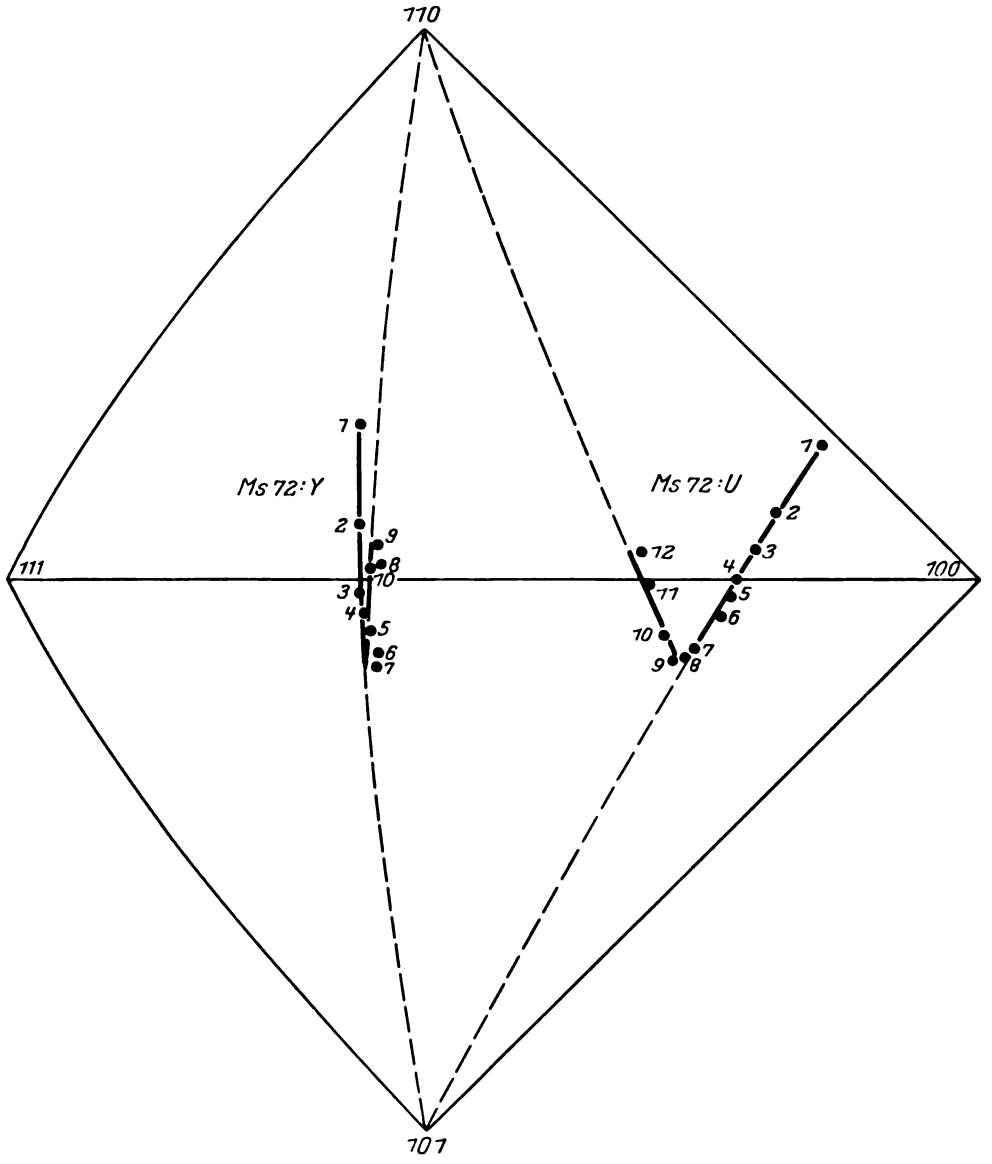
[1] M. Masima u. G. Sachs: a. a. O.; R. Karnop u. G. Sachs: Z. Phys. 49, S. 480—497 (1928).

[2] J. Weerts: Diss. Techn. Hochschule, Berlin 1929.

Digitized by Google

Die resultierende Gleitrichtung liegt in der Ebene beider Einzelgleitrichtungen und ist für den Fall genau gleicher Beteiligung beider Systeme die Richtung [112]. Dem entspricht im beobachteten Falle das Größenverhältnis zwischen dem in Abb. 12 gemessenen Winkelweg von 53,3° — 31,0° = 22,3° auf 112 hin, während aus der Anfangslage nahe der Würfelkante auf der Symmetralen 100—111 lag, auf die Würfelkante zuwanderte.

Bei niedrigen Temperaturen sprechen die Versuche dafür, das Auftreten solcher Fälle dem Zufall zuzuschreiben. Bei höheren Temperaturen scheinen sie aber zur Regel zu werden[1].



		1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12
Ms 72 : *U*	l/l$_0$	1,000	0,896	0,842	0,787	0,747	0,702	0,647	0,633	0,626	0,606	0,569	0,528
Ms 72 : *Y*		1,000	0,859	0,761	0,721	0,688	0,643	0,630	0,535	0,455	0,384	—	—

Abb. 16. Änderung der Stabachsenorientierung bei Messingkristallen während des Zugversuches.

Querschnittsverminderung ein Weg von 23,2° berechnet wird. Die dritte Aufnahme des Kristalls, Abb. 12, zeigt nun, daß er zum Schluß der Dehnung doch fast genau auf die bevorzugte Gleitrichtung 101 zugewandert ist. Auch ein Vergleich des berechneten Winkelweges von 8,1° mit den in Abb. 12 gemessenen 7,2° zwischen Punkt 2 und 3 zeigt, daß sich schließlich aus irgendwelchen Gründen ganz überwiegend das bevorzugte Gleitsystem (111) [101] betätigt.

Schließlich wurde bei der vorliegenden Untersuchung beobachtet, daß ein Kristall (Ms 72 : *W*, Abb. 12), dessen

Da nun die vorliegende Arbeit sich mit den feineren Gesetzmäßigkeiten des normalen Gleitvorgangs beschäftigte, wurden die Versuchsergebnisse an allen Kristallen, bei denen der Verdacht solcher Störungen berechtigt erschien, nur mit besonderem Vorbehalt herangezogen. Hochsymmetrische Kristallagen kamen daher kaum zur Untersuchung.

Der Gleitvorgang bis zur Symmetralen. Die Aufgabe der vorliegenden Untersuchung besteht darin,

[1] R. Karnop u. G. Sachs: Z. Phys. 42, S. 283—301 (1927).

Digitized by Google

Tabelle 3.
Unterschied der gemessenen und der aus der Annahme einfacher Gleitung berechneten Kristallagen.

	Querschnittsänderung $\frac{f}{f_0}$	Winkel Stabachse-Gleitrichtung ϱ	Winkeländerung gemessen $\Delta\varrho$	Winkeländerung berechnet $\Delta\varrho'$	Differenz $\Delta\varrho - \Delta\varrho'$
Ms 97 : 4	1,000	47,5°			
	0,930	43,8	3,7°	4,3°	— 0,6°
	0,758	37,4	6,4	9,5	— 3,1
	0,714	34,5	2,9	2,5	+ 0,4
	0,688	33,6	0,9	1,5	— 0,6
	(0,680)[1]	(33,2)	(0,4)[2]	—	—
	0,667	32,3	(0,9)	(0,8)	(+ 0,1)
Ms 90 : 19	(1,000)	—			
	0,940	37,7	—	(3,0)	—
	0,884	36,2	1,5	2,5	— 1,0
	(0,842)[1]	(34,2)	(2,0)[2]	—	—
	0,832	34,0	(0,2)	(0,4)	(— 0,2)
	0,816	33,3	0,7	0,8	— 0,1
	0,794	32,7	0,6	1,0	— 0,4
	0,775	32,4	0,3	1,8	— 1,5
	0,751	31,8	0,6	1,1	— 0,5
Ms 85 : *C*	(1,000)	—			
	0,935	33,5	—	(2,6)	—
	0,868	31,2	2,3	2,7	— 0,4
	0,839[1]	30,3	0,9	1,1	— 0,2
	0,798	29,2	1,1	1,6	— 0,5
	0,757	28,1	1,1	1,6	— 0,5
	0,715	27,3	0,8	1,7	— 0,9
Ms 85 : *D*	(1,000)	—			
	0,991	42,0	—	0,4	—
	0,795[1]	32,6	9,4	9,5	— 0,1
	0,751	30,8	1,8	2,0	— 0,2
	0,721	30,3	0,5	1,3	— 0,8
	0,668	28,5	1,8	2,5	— 0,7
Ms 72 : *Y*	1,000	38,3			
	0,859	32,9	5,4	6,1	— 0,7
	(0,789)[1]	30,0	(2,9)[2]	—	—
	0,761	29,2	(0,8)	(1,1)	(— 0,3)
	0,721	28,0	1,2	1,7	— 0,5
	0,688	27,1	0,9	1,4	— 0,5
	0,643	26,0	1,1	1,8	— 0,7
	0,630	25,3	0,7	0,6	+ 0,1
Ms 72 : *U*	1,000	45,2			
	0,896	40,4	4,8	5,7	— 0,9
	0,842	38,0	2,4	2,8	— 0,4
	0,787[1]	35,8	2,2	2,9	— 0,7
	0,747	34,8	1,0	2,1	— 1,1
	0,702	33,6	1,2	2,3	— 1,1
	0,647	30,8	2,8	3,0	— 0,2
	0,626	29,9	0,9	1,1	— 0,2

Klarheit über die Gleitvorgänge und Spannungsverhältnisse beim Zugversuch zu gewinnen. Hierzu sind die Meßwerte des Zugversuchs (Zugspannung $\sigma = P/f_0$ bzw. wahre Zugspannung $s = P/f$ und Querschnitt f) nach den früher[3] entwickelten Formeln auf die physikalisch maßgebenden kristallographischen Größen umzurechnen und mit der röntgenographisch gefundenen Orientierungsänderung in Beziehung zu setzen.

Querschnitts- und Orientierungsänderungen. Abb. 13—16 bringen die Ergebnisse der röntgenographischen Orientierungsbestimmungen, in stereographischer Projektion aufgetragen nach den Winkeln in Tabelle 2.

Die Tabelle 3 enthält in der ersten und zweiten Spalte die gemessenen Querschnitts- und Orientierungsänderungen im Bereich vorwiegender Gleitung auf dem anfänglich bevorzugten und daher hauptsächlich wirksamen Gleitsystem (111) [101]. Zur Kennzeichnung der Orientierung genügt es, in diesem Gebiet den Winkel ϱ zwischen Stabachse und Gleitrichtung anzugeben. In der dritten und vierten Spalte der Tabelle 3 sind die beobachteten Orientierungsänderungen $\Delta\varrho$ während jeder Dehnungsstufe den aus den Querschnittswerten f nach der folgenden Gleichung berechneten Winkeländerungen $\Delta\varrho'$ gegenübergestellt:

$$\frac{f_n}{f_{n+1}} = \frac{\sin\varrho_n}{\sin(\varrho_n + \Delta\varrho')}. \qquad (2)$$

In Abb. 17 ist die Summe der gemessenen Winkeländerungen $\Sigma\Delta\varrho$ über der Summe der berechneten Winkeländerungen $\Sigma\Delta\varrho'$, beide von der Symmetralen an gezählt, aufgetragen.

Was zunächst das Gebiet vor der Symmetralen 111—100 betrifft, so ist bereits erörtert worden, daß infolge des Hineinspielens anderer Gleitsysteme die Orientierungsänderung hinter der Berechnung je nach der Ausgangslage mehr oder weniger zurückbleibt. Aus Tabelle 3 (letzte Spalte) und Abb. 17 ist zu sehen, daß bei mittleren Orientierungen die Abweichungen gerade an der Fehlergrenze der Orientierungsbestimmungen (etwa 0,5°) liegen. Jedoch sind die berechneten Winkeländerungen meist größer als die gemessenen. Bei zwei Kristallen in der Nähe der Würfellage (Ms 72 : *U* und Ms 97 : 4) gehen die Abweichungen in diesem Sinne bereits erheblich über die Versuchsgenauigkeit hinaus, derart, daß die gesamten beobachteten Orientierungsänderungen nur $^9/_{10}$ der erwarteten betragen, d. h. also, daß andere Gleitsysteme mit einem merklichen Betrage an der Gleitung beteiligt sind. Für die kristallographischen Umrechnungen fallen diese Störungen jedoch kaum ins Gewicht. Es erweist sich als gleichgültig, ob man von der gemessenen Anfangslage ausgeht oder für jede Stufe die ermittelte Orientierung zugrunde legt, da gerade in der Nähe der Würfelkante der Umrechnungsfaktor für verschiedene Gleitsysteme wenig verschieden ist. Wir sind daher dort so vorgegangen, daß wir aus der Querschnittsänderung Δf bei jeder Dehnungsstufe die zugehörige Abgleitung Δt nach der Gleichung:

$$\Delta t = \frac{\Delta f}{f_m} \frac{1}{(\cos\varrho \cdot \cos\varphi)_m} \qquad (3)$$

berechnet haben. φ ist dabei der Winkel zwischen Stabachse und Gleitflächennormale. Für die anderen Kristalle ist die in Tabelle 3 besonders gekennzeichnete Lage auf der Symmetralen als maßgebend angenommen worden. Zur Errechnung der Abgleitung t wurde dann die integrierte Formel:

$$t = \frac{\cos\varrho}{\cos\varphi} - \frac{\cos\varrho_0}{\cos\varphi_0} \qquad (4)$$

benutzt.

Die Verfestigungskurven. Eine andere Frage ist, wie weit der Verfestigungsverlauf des wirksamen

[1] Symmetrale. Die eingeklammerten Werte sind interpoliert.

[2] Zur Berechnung der Symmetrale verwendete Winkeländerung.

[3] Frhr. v. Göler u. G. Sachs: Z. Phys. 41, S. 103—115 (1927).

Digitized by Google

Gleitsystems durch die Beteiligung durchkreuzender Gleitsysteme erhöht wird. Da wir nur wenige Kristalle untersucht haben, kann dieser Einfluß nicht mit Sicherheit beurteilt werden. Beim 72er Messing tritt eine Erhöhung des Kurvenverlaufs nur bei genau symmetrischen

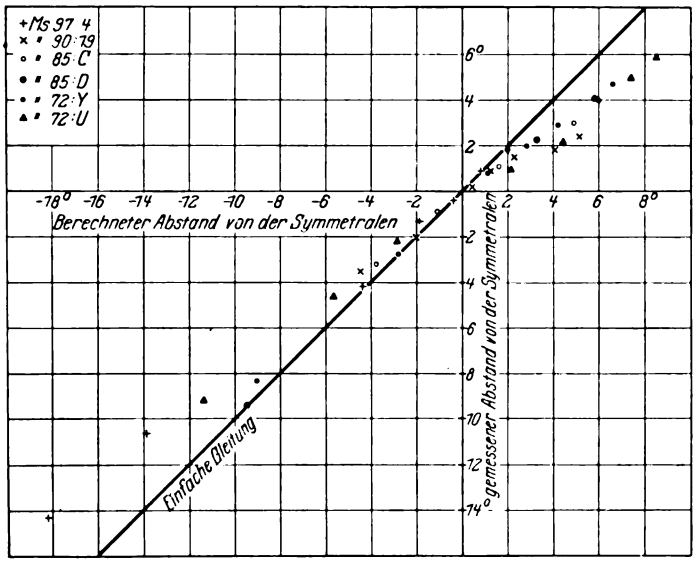


Abb. 17. Abweichung der tatsächlichen Orientierungsänderung von der unter Annahme einfacher Gleitung berechneten.

Lagen auf, während die Kurven aller anderen Orientierungen nach der Umrechnung nahezu zusammenfallen[1]. Bei Kristallen mit geringerem Zinkgehalt und bei Kupfer scheinen aber die Störungen weiterzureichen, wie dies auch schon bei Aluminium[2] beobachtet wurde. Infolgedessen sind bei unseren Versuchen besonders die Kurven für Kupfer und die zinkarmen Messinge unsicher, zumal gerade dort Orientierungen in der Nähe der Würfellage bei der Herstellung bevorzugt zu sein scheinen.

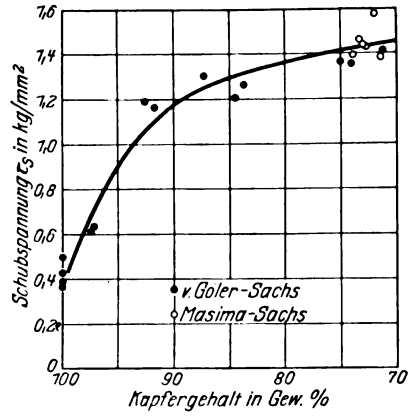


Abb. 18. Streckgrenze von Kupfer- und Messingkristallen.

Alle Kurven zeigen eine ausgesprochene Streckgrenze (vgl. Abb. 19). Diese wurde, wie früher, durch einfache Extrapolation auf die elastische Gerade bestimmt. Rechnet man die in Tabelle 1 zusammengestellten Werte der Zugspannung s_s an der Streckgrenze nach der Gleichung:

$$\tau = s \cdot \cos\varrho \cdot \cos\varphi \qquad (5)$$

um, so erhält man die wirksame Schubspannung τ_s an der Streckgrenze (letzte Spalte der Tabelle 1). Die Werte zeigen, wie zu erwarten, keine Abhängigkeit von der Orientierung. Mit zunehmendem Zinkgehalt steigen sie gemäß Abb. 18 zunächst schnell, dann langsam bis auf etwa den vierfachen Wert von Kupfer an.

Abb. 19 zeigt den Verlauf der Zugspannung, bezogen auf den Anfangsquerschnitt, in Abhängigkeit von der Querschnittsänderung für die untersuchten Kristalle. Aus den Kurven berechnen sich nach den im vorhergehenden entwickelten Richtlinien die kristallographischen Verfestigungskurven (Schubspannung τ über Abgleitung t), die in Abb. 20 zunächst nur für das Gebiet einfacher Gleitung wiedergegeben sind. In Abb. 21 sind aus diesen Einzelkurven gebildete mittlere Fließkurven für die verschiedenen Zusammensetzungen einander gegenübergestellt.

Über die Auswahl dieser Mittelkurven sind jedoch noch einige Bemerkungen erforderlich. Aus den Kurven für das Ms 72, Ms 85 und auch Ms 97 lassen sich ohne Schwierigkeiten Mittelkurven bilden. Dagegen sind die Kurven beim Kupfer und Ms 92 erheblich unsicherer. Soweit die geringe Zahl der untersuchten Kristalle Schlüsse zuläßt, mag das damit zusammenhängen, daß bei höherem Zinkgehalt infolge der noch zu besprechenden geringeren Verfestigung des hauptsächlich wirksamen Gleitsystems die Störung durch andere Systeme bald aufhören muß.

Beim Ms 92 wurde die tiefer liegende Kurve des Kristalls Ms 92 : 17 gewählt. Es ist ja eine Erfahrungstatsache, daß die üblichen Fehler und Störungen, wie Auftreten mehrerer Kristalle oder feinere Baufehler, Mitwirkung anderer Gleitsysteme, ungewollte Deformation u. a., den Verformungswiderstand erhöhen. Es wird also im allgemeinen berechtigt sein, anzunehmen, daß die tiefer liegende Kurve eher der Kurve des einwandfreien Kristalls nahekommt. Beim Ms 92 liegt nun zudem der Kristall Ms 92 : 19 mit der höheren Kurve in der Nähe der Würfelkante, wo die Wahrscheinlichkeit für die Mitwirkung anderer Gleitsysteme sowieso höher ist.

Schwieriger liegt die Frage beim Kupfer, bei dem nur Kristalle in wenig günstigen Orientierungen zur Verfügung standen. Von den vier untersuchten Kristallen lagen Cu : *A*, *B* und *C* nahe der Würfelkante (vgl. Tabelle 1), und Cu : *A* und *B* zeigten von Anfang an Gleitlinien zweier Systeme. Ferner erreichen infolge dieser ungünstigen Orientierung die Kristalle bereits nach etwa 10% Abgleitung die Symmetrale. Um einen Überblick auch über den weiteren Verlauf zu haben, wurden die Kurven auch für das Gebiet doppelter Gleitung gestrichelt weitergezeichnet (Abb. 20 und 21). Die Berechtigung dazu, auch dieses Gebiet für einen Vergleich mit den Messingkurven heranzuziehen, ergibt sich daraus, daß sich beim Kupfer — im Gegensatz zum Messing — nach den vorliegenden Versuchen das Einsetzen doppelter Gleitung im Kurvenverlauf gar nicht oder nur wenig bemerkbar

[1] M. Masima u. G. Sachs: Z. Phys. 50, S. 161—186 (1928).

[2] R. Karnop u. G. Sachs: ebenda 41, S. 116—139 (1927); Frhr. v. Göler u. G. Sachs: Z. techn. Phys. 8, S. 586—594 (1927).

Digitized by Google

macht, ebenso wie dies früher beim Aluminium[1] gefunden wurde. Die Kurven dieser Kristalle liegen, verglichen mit dem Verlauf der Messingkurven, insbesondere des Ms 97, unverhältnismäßig hoch (Abb. 21) und auch höher als eine allerdings nur durch wenige ungenaue Punkte belegte Kurve eines günstiger orientierten Kristalls von Miß Elam[2] (Abb. 20). Der Verdacht, daß die Kupferkurven zu hoch liegen, wird verstärkt durch das Verhalten des Kristalls Cu : Z. Bei diesem liegt nach den Ergebnissen der Orientierungsbestimmungen (Abb. 12) ungefähr doppelte Gleitung auf einer Gleitfläche, aber in zwei verschiedenen Gleitrichtungen, entlang der Grenzlinie 110—111, vor. Da der Kristall jedoch so weit von

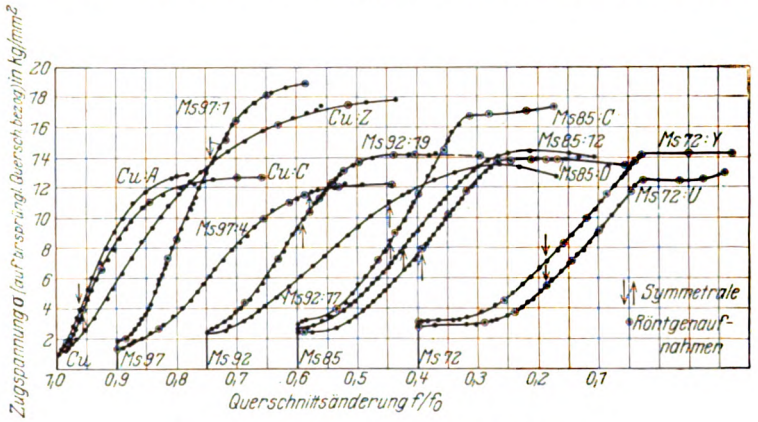


Abb. 19. Zugkurven der untersuchten Kristalle.

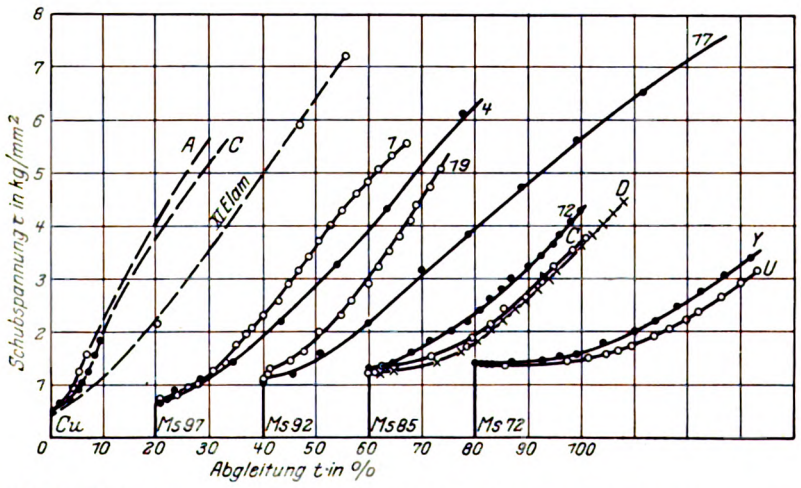


Abb. 20. Schubspannung-Abgleitungskurven der untersuchten Kristalle bis zur Symmetralen.

Überschlag über die in Betracht kommenden Umrechnungsfaktoren erkennen, daß der Gleitwiderstand des Kristalls Cu: Z sicher niedriger liegt als bei den anderen Kupferkristallen.

Trotz dieser Unsicherheit im einzelnen gibt die Zusammenstellung Abb. 21 zweifellos die charakteristischen Unterschiede zwischen den Fließkurven der verschiedenen Messinge richtig wieder. Die Veränderungen des Kurvenverlaufs, die durch den zunehmenden Zinkgehalt bewirkt werden, sind in gewisser Hinsicht überraschend. Alle Kurven setzen nach Überschreiten der Streckgrenze zunächst ziemlich flach an. Während aber beim Kupfer die Kurve sich fast sofort steil aufwärts krümmt, schiebt sich bei den Legierungen ein annähernd horizontales Stück ein. Dieses Fließen unter nahezu gleichbleibender Schubspannung erstreckt sich über einen um so größeren Abgleitungsbereich, je größer der Zinkgehalt ist, und zwar, soweit eine quantitative Abschätzung

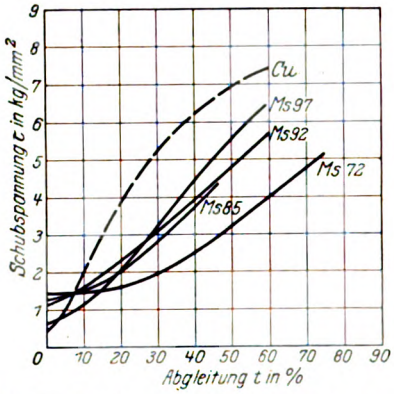


Abb. 21. Schubspannung-Abgleitungskurven von Kupfer- und Messingkristallen.

möglich ist, etwa proportional zum Zinkgehalt. Infolgedessen überschneiden sich die Kurven. Trotz der anfänglich mehrfach höheren Streckgrenze liegen im weiteren Verlauf die Kurven um so tiefer, je höher der Zinkgehalt ist. Daran wird auch durch den nunmehr eintretenden Anstieg nichts mehr geändert; dieser erfolgt ebenfalls, wenn auch nur in geringem Maße, mit zunehmendem Zinkgehalt immer flacher.

Bereits bei früheren Versuchen an Legierungskristallen aus Zink mit Kadmiumzusatz[1] hatte sich gezeigt, daß der Anstieg der Kurven mit wachsendem Zusatz abnahm. Dabei war jedoch die Erhöhung der Streckgrenze so groß, daß die Kurven immer noch wesentlich höher lagen als die des reinen Zinks.

Bei den Messingkristallen dagegen macht sich der Zinkgehalt nicht nur in einer solchen geringeren Verfestigung bemerkbar. Im Hinblick darauf, daß die erhöhte Streckgrenze alsbald dadurch kompensiert wird, daß die erst später ansteigenden Messingkurven hinter

der Grenzlinie entfernt verläuft, daß der Unterschied der Umrechnungsfaktoren auf den beiden fraglichen Systemen mehr als 10% beträgt, läßt sich eine einheitliche Schubspannungs-Abgleitungskurve nicht berechnen[3]. Immerhin läßt die Zugkurve (Abb. 19) und ein

[1] R. Karnop u. G. Sachs: Z. Phys. 41, S. 116—139 (1927).

[2] C. F. Elam: Proc. Roy. Soc. London (A) 112, S. 289—296 (1926).

[3] Man könnte daran denken, die Umrechnung auf das System (11$\bar{1}$) [112] zu beziehen, das sich, wie oben ausgeführt, als resultierendes System der beiden Gleitsysteme (111) [101] und (111) [011] ergibt, und anscheinend die anfängliche Formänderung des Kristalls zu beschreiben gestattet. Es darf aber nicht übersehen werden, daß die Annahme eines solchen Gleitsystems zunächst nur formalgeometrische Bedeutung hat und keine Rückschlüsse auf die tatsächlichen physikalischen Vorgänge, insbesondere auf die Spannungsverhältnisse erlaubt.

[1] P. Rosbaud u. E. Schmid: Z. Phys. 32, S. 197—225 (1925).

Digitized by Google

der steilen Kupferkurve zurückbleiben, kann man sogar im Gegensatz zu den üblichen Vorstellungen über den Einfluß der Legierungsbildung von einer Schwächung des Kristallgitters durch den Zinkzusatz sprechen.

Ablösung des ersten Gleitsystems. Im Verlauf der einfachen Gleitung erreichen die Kristalle aller Orientierungen auf dem Wege nach der Richtung 101 hin früher oder später die Grenzlinie 111—100 des Orientierungsdreiecks (vgl. Abb. 13—16). Damit hört die Bevorzugung des Gleitsystems (111) [101] auf, da jenseits der Grenzlinie das neue Gleitsystem (111) [110] mechanisch bevorzugt ist, d. h. im Orientierungsdreieck 111—100—101 wird die Schubspannung bzw. der Umrechnungsfaktor $\cos\varrho \cdot \cos\varphi$ [vgl. Gleichung (5)] auf diesem Gleitsystem größer als auf jedem anderen. Auf der Grenzlinie sind die Schubspannungen aus Symmetriegründen auf diesem und dem ersten System gleich groß. Falls beide in Frage kommenden Gleitsysteme im Kristall gleichwertig sind, wie es der strengen kubischen Symmetrie entspricht, muß nun, wie in früheren Arbeiten[1] ausführlich behandelt wurde, die weitere Verformung durch Gleiten auf beiden Systemen zu gleichen Anteilen erfolgen. Für diese normale „doppelte Gleitung" übernimmt die resultierende Richtung [211] der beiden einzelnen Gleitrichtungen die Stelle der Gleitrichtung. Der Kristall bewegt sich auf der Symmetralen auf 211 zu, dabei gilt für die Orientierungsänderung die Gleichung (2)

$$\frac{\sin\varrho_n}{\sin\varrho_{n+1}} = \frac{f_n}{f_{n+1}},$$

wo jetzt aber für ϱ der Winkel zwischen Stabachse und [211]-Richtung einzusetzen ist.

Kinematik der Gleitvorgänge nach Überschreiten der Symmetralen. Diesen einfachen Fall finden wir nun bei dem von uns untersuchten Kupferkristall Cu: *C* (Abb. 13) innerhalb der Fehlergrenzen verwirklicht. Dagegen zeigen die in Tabelle 3 und in Abb. 13 bis 16 wiedergegebenen Versuchsergebnisse an den geröntgten Kristallen und eine schematische Zusammenstellung (Abb. 22), daß bei den Messingkristallen die Stabachse mit steigendem Zinkgehalt in zunehmendem Maße in der ursprünglichen Richtung über die Symmetrale hinaus wandert. Erst später biegt sie wieder zur Symmetralen zurück. Die Verformung erfolgt demnach auch im Dreieck 111—100—101 zunächst noch überwiegend auf dem alten System, obwohl die wirksame Schubspannung auf diesem System mit zunehmender Entfernung von der Symmetralen immer mehr hinter der des mechanisch bevorzugten zweiten Systems zurückbleibt.

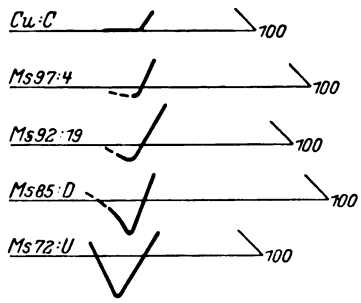


Abb. 22. Orientierungsänderung nach Überschreiten der Symmetralen bei Kristallen verschiedenen Zinkgehaltes, zusammengestellt aus Abb. 13 bis 16.

Berechnet man nun entsprechend Tabelle 3 in diesem Dehnungsstadium hinter der Symmetralen die Orientierungsänderung aus der Dehnung unter der Annahme einfacher Gleitung auf dem ersten System, so ergeben sich bei allen Kristallen wesentlich größere Winkeländerungen, als röntgenographisch gemessen sind. Nach Tabelle 3 und nach Abb. 17, in der die gemessenen über den berechneten Winkeländerungen aufgetragen sind, wird die Differenz nach Überschreiten der Symmetralen (erster Quadrant) deutlich größer als vorher (dritter Quadrant). Die röntgenographisch ermittelte Winkeländerung bleibt schließlich um etwa 30% (bezogen auf den berechneten Wert) hinter der berechneten zurück. Als einzige Erklärung kommt die Annahme in Frage, daß sich das zweite Gleitsystem bereits von der Symmetralen an in entsprechend verstärktem Maße an der Verformung beteiligt, denn die dadurch hervorgerufene Orientierungsänderung auf 110 zu ist nahezu entgegengesetzt der ursprünglichen Bewegung der Stabachse auf 101 zu. Damit stimmt die früher gelegentlich gemachte Beobachtung überein, daß schon von der Symmetralen an schwache Gleitlinien des zweiten Systems auftreten[1]. Auffällig ist dabei, daß es nach den Messungen (Abb. 17) fast den Anschein hat, als ob der Anteil der zweiten Gleitung mit dem Überschreiten der Symmetralen unstetig zunimmt. Damit würde die früher beobachtete, gleichzeitig einsetzende starke Erhöhung des elektrischen Widerstandes[2] und der Verlauf der Dichteänderung[3] übereinstimmen, sowie der Umstand, daß sich ein Kristall aus Ms 72 bei der Alterung (s. w. u.) anders als vorher verhält, wenn er die Symmetralen bereits überschritten hat. Im Verlauf der Zugkurven (Abb. 19) dagegen macht sich die Symmetrale nicht bemerkbar. Eine unstetige Änderung der Verformungsverhältnisse kommt deshalb unerwartet, weil sich jedenfalls die Spannungswerte beim Überschreiten der Symmetralen ganz stetig ändern. Anderseits weisen die Versuche an Messingkristallen darauf hin, daß irgendwelche vorläufig noch ganz ungeklärte Gitteränderungen mit der Verformung verbunden sind. Es bleibt die Möglichkeit anzunehmen, daß diese inneren Vorgänge davon beeinflußt werden, daß sich das Verhältnis der Normal- und Schubspannungen auf den beiden Systemen umkehrt.

Der plötzliche Richtungswechsel im Wege der Stabachse (Abb. 13—16), der erfolgt, nachdem der Kristall sich auf die geschilderte Art und Weise um ein vom Zinkgehalt abhängiges Stück von der Symmetralen entfernt hat, beruht nun darauf, daß das zweite Gleitsystem ziemlich unvermittelt den Hauptanteil der Verformung übernimmt. Die Zusammenstellung Abb. 22 läßt deutlich erkennen, daß dieser Vorgang mit zunehmendem Zinkgehalt seinen Charakter ändert.

Um einen quantitativen Einblick in das Zusammenwirken der beiden Gleitsysteme zu gewinnen, müssen die gemessenen Verformungen in ihre von den beiden Gleitsystemen herrührenden Anteile zerlegt werden. Das läßt sich erreichen, wenn man bedenkt, daß die geometrische Summe der Lagenänderungen auf den beiden Systemen

[1] G. J. Taylor u. C. F. Elam: Proc. Roy. Soc. London (A) 102, S. 643—667 (1923); (A) 108, S. 28—51 (1925); Frhr. v. Göler u. G. Sachs: Z. Phys. 41, S. 103—115 (1927).

[1] M. Masima u. G. Sachs: Z. Phys. 50, S. 161—168 (1928).
[2] M. Masima u. G. Sachs: Z. Phys. 51, S. 321—327 (1928).
[3] M. Masima u. G. Sachs: ebenda 54, S. 666—673 (1929).

Digitized by Google

gleich der festgestellten Orientierungsänderung sein muß. Strenggenommen müßte diese durch einen Zickzackweg mit sehr kleinen Stufen abwechselnd auf dem einen und auf dem anderen System ersetzt werden. Da jedoch verschiedene Arten der Zerlegung nur Unterschiede innerhalb unserer Fehlergrenzen ergeben, hat es sich als praktisch ausreichend erwiesen, die beobachtete Orientierungsänderung (z. B. von P nach T, Abb. 23) auf folgende Weise in zwei Stücke zu zerlegen: vom Ausgangspunkt P geht man um ein Stück PQ in Richtung der hauptsächlich beteiligten Gleitung vorwärts, vom Endpunkt T in Richtung der zweiten Gleitung rückwärts bis S. Die Größe beider Wege ist dadurch bedingt, daß sie zusammen die gemessene Querschnittsabnahme ergeben müssen. Aus Gleichung (2) ergibt sich leicht:

$$\frac{\sin(P\,101)}{\sin(Q\,101)} \cdot \frac{\sin(S\,110)}{\sin(T\,110)} = \frac{f_P}{f_T}. \qquad (6)$$

Bei genauer Übereinstimmung zwischen Orientierungsbestimmung und Dehnung müßten Q und S zusammenfallen in dem Schnittpunkt R der beiden Wegrichtungen.

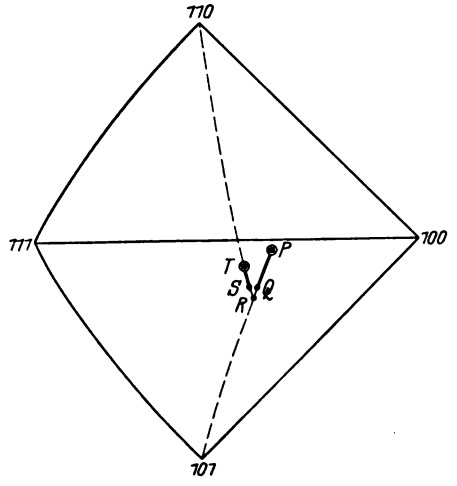


Abb. 23. Zur Berechnung der Abgleitungen bei Beteiligung zweier Gleitsysteme.

Infolge der Unvollkommenheit der röntgenographischen Orientierungsbestimmungen wird das praktisch niemals der Fall sein. Q und S sind dann so zu wählen, daß sie gleich weit vom Punkte R entfernt zu liegen kommen. Die Abb. 23 veranschaulicht den Fall, daß die röntgenographische Orientierungsänderung größer ist als der gemessenen Dehnung entspricht.

Mit Hilfe der Gleichung (3):

$$\Delta t = \frac{\Delta f}{f_m} \frac{1}{(\cos\varrho \cos\eta)_m}$$

können nun diese Dehnungswerte auf die Abgleitungen der beiden Gleitsysteme umgerechnet werden.

In Abb. 24 sind für die untersuchten Kristalle die Ergebnisse dieser Rechnungen dargestellt. Dabei ist der Betrag zweiter Gleitung über dem Betrag erster Gleitung, beide von der Symmetralen an summiert, aufgetragen.

Die unter 45° vom Nullpunkt aufsteigende Gerade $t_1 = t_2$ entspricht dabei der an der Symmetralen einsetzenden doppelten Gleitung mit gleich großer Beteiligung beider Gleitsysteme, wie sie beim Kupfer vorliegt. Bei den anderen Kristallen steigt die Kurve zunächst flacher an. Die Größe ihrer Neigung bestätigt den bereits aus den Orientierungsbestimmungen Abb. 17 und Tabelle 3 gezogenen Schluß, daß von den Symmetralen an das zweite Gleitsystem einen beträchtlichen Anteil, und zwar nach Abb. 24 etwa 15% der Gesamtgleitung übernimmt, und daß die Größe dieses Bruchteils anscheinend vom Zinkgehalt unabhängig ist, da sich nach Abb. 24, ebenso wie bereits in Abb. 17, die Meßpunkte für die verschiedenen Kristalle um dieselbe Kurve gruppieren. Ob diese tatsächlich, wie in Abb. 24 gezeichnet, eine Gerade ist, d. h. ob das Verhältnis der beiden Gleitbeträge von der Entfernung von der Symmetralen unabhängig ist, darüber läßt die Meßgenauigkeit keine Entscheidung zu.

Gleichzeitig mit dem Richtungswechsel der Orientierungsänderung (Abb. 22) tritt nun auch ein scharfer Knick in den Abgleitungskurven (Abb. 24) auf. Je höher der Zinkgehalt ist, um so später erfolgt der Knick und um so steiler steigt die Kurve dann an, d. h. um so größer

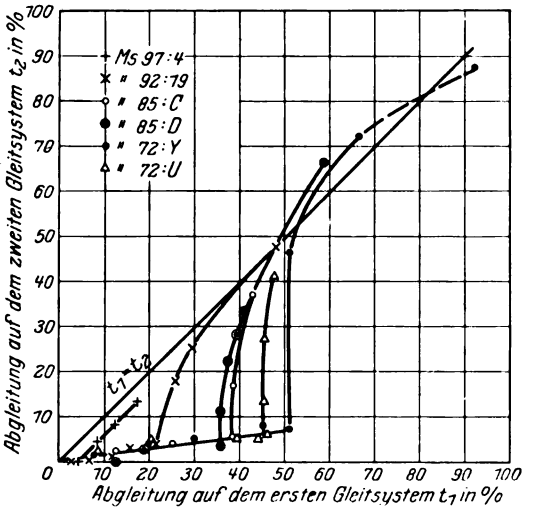


Abb. 24. Beiträge der beiden Gleitsysteme zur Verformung vom Überschreiten der Symmetralen an gezählt.

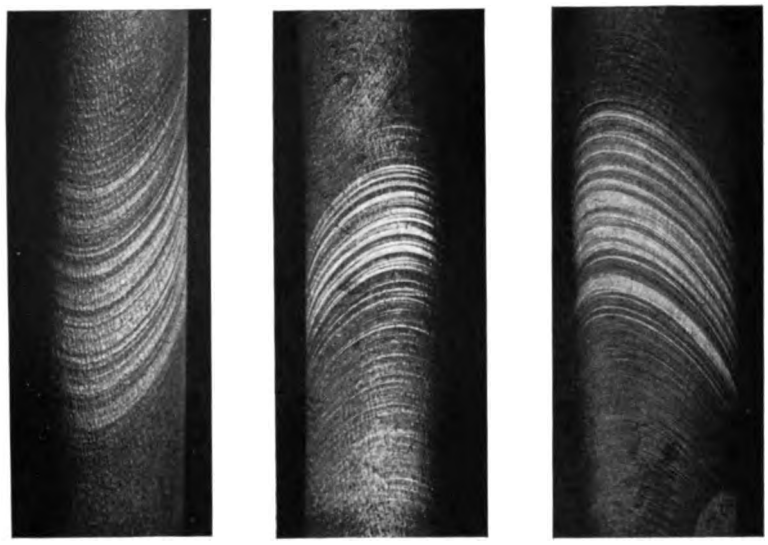
ist der Anteil der zweiten Gleichung. Beim Ms 72 schließlich tritt sogar reine Gleitung auf dem zweiten System vor; die Kurve verläuft senkrecht nach oben. Alle Kurven biegen dann allmählich um nach der unter 45° geneigten Geraden des Kupfers hin. Während sich ihr aber die Kurven des Ms 97 und 92 anscheinend asymptotisch nähern, überwiegt beim Ms 72 und 85 die zweite Gleitung zunächst noch so stark, daß die Kurven über die Kupfergerade hinausgehen und erst später wieder zu ihr zurückbiegen.

Diese Vorstellungen erklären den verschiedenen Verlauf der Orientierungsänderungen (Abb. 22), die sich etwa mit den Weg-Zeitkurven gedämpfter Schwingungen vergleichen lassen, wobei die Dämpfung um so kleiner wird, je höher der Zinkgehalt der Kristalle ist. Beim Ms 97 und 92 liegt eine Art doppelter Gleitung auf die Richtung 211 hin vor. Die Stabachse nähert sich nach dem Umbiegen langsam wieder der Symmetralen, ohne diese jedoch zu erreichen. Bei den hochzinkhaltigen Messingen Ms 72 und Ms 85 dagegen biegt der Weg der Stabachse scharf auf die zweite Gleitrichtung 110 hin und rutscht sogar wieder über die Symmetrale zurück. Wenn nicht schon

Digitized by Google

die Brucheinschnürung erfolgt und damit die Meßmöglichkeit aufhört, kann dann noch ein zweites Mal ein schroffer Richtungswechsel beobachtet werden.

Häufig bildet sich sowohl beim ersten wie beim zweiten Wechsel bei diesen Kristallen eine Einschnürung aus, in der plötzlich die Gleitlinien des neuen Systems scharf und deutlich hervortreten. Abb. 25a und b zeigen diese Gleitlinien beim ersten und zweiten Richtungswechsel



a b c

Abb. 25. Neuerscheinende Gleitlinien beim Wechsel des Gleitsystems. Dreimal vergrößert. a) Ms 72:*Y*, erster Wechsel, b) Ms 72:*Y*, zweiter Wechsel, c) Ms 85:*C*, zweiter Wechsel.

des Kristalls Ms 72: *Y*, Abb. 25c beim zweiten Richtungswechsel des Kristalls Ms 85: *C* in der Brucheinschnürung.

Die Spannungsverhältnisse nach Überschreiten der Symmetralen. Damit sind die komplizierten Verformungserscheinungen nach Überschreitung der Symmetralen auf einfache kristallographische Gleitvorgänge zurückgeführt. Die Gesetzmäßigkeiten, die das geschilderte Verhalten regeln, ergeben sich aber erst aus der Betrachtung der Spannungsverhältnisse.

Es wurde bereits ausgeführt, daß nach Überschreitung der Symmetralen das zweite Gleitsystem (111) [110] mechanisch bevorzugt ist gegenüber dem ersten System (111) [101]. Die Messingkristalle gleiten jedoch nach den Ergebnissen des vorigen Abschnitts auch dann noch vorwiegend auf dem ersten System, obwohl die zugehörige Schubspannung mit zunehmender Entfernung von der Symmetralen mehr und mehr hinter der des bevorzugten zweiten Systems zurückbleibt. Das Verhältnis der beiden Schubspannungen ist nach Bleichung (5) eine reine Winkelfunktion:

$$\frac{\tau_2}{\tau_1} = \frac{\cos\varrho_2 \cos\varphi_2}{\cos\varrho_1 \cos\varphi_1}. \qquad (7)$$

Auf der Symmetralen ist dieser Wert gleich 1 und steigt mit zunehmender Entfernung von der Symmetralen je nach der Orientierung um 0,04—0,08 pro Grad. Wenn sich trotzdem nach Überschreiten der Symmetralen zunächst noch das erste Gleitsystem betätigt, so heißt das, daß der Gleitwiderstand auf dem zweiten System mindestens im gleichen Verhältnis (7) größer sein muß, wie auf dem ersten bisher wirksamen System. Mehr kann man jedoch auf Grund von Zugversuchen nicht über die Größe und den Verlauf dieses Verfestigungsunterschiedes aussagen. Nur an einer Stelle läßt sich sein Wert genau bestimmen. Wenn nämlich die Gleitung vom ersten auf das zweite System übergeht, hat das Verhältnis der Schubspannungen das Verfestigungsverhältnis gerade erreicht. Das ist, wie gezeigt, dort der Fall, wo die Stabachse ihren größten Abstand von der Symmetralen erreicht hat und nun wieder zu ihr zurückbiegt (Abb. 13 bis 16 und 22). Für diesen Punkt wurden daher die Verhältniswerte τ_2/τ_1 nach Gleichung (7) berechnet und in Tabelle 4 sowie in Abb. 26 in Abhängigkeit vom Zinkgehalt zusammengestellt. Aus der Abb. 26 ist zu ersehen, daß die Werte innerhalb der Fehlergrenze von etwa 3% (entsprechend 0,5° Orientierungsunsicherheit) in erster Annäherung auf einer Geraden liegen.

Durch die Verformung tritt also eine um so stärkere Störung der strengen kubischen Symmetrie ein, je größer der Zinkgehalt ist, nämlich in dem Sinne, daß die wirksame Gleitfläche weniger verfestigt wird als eine sie durchkreuzende nicht wirksame Gleitfläche[1]. Bei Kupfer ist ein solcher Verfestigungsunterschied nicht festzustellen[2], bei Ms 72 erreicht er 20%[3].

Bei der Darstellung der Versuchsergebnisse in Abb. 27 ist ein Einfluß der Orientierung auf den Verfestigungsunterschied der beiden Gleitsysteme in Übereinstimmung mit den früheren Versuchen an Ms 72[1] nicht zu erkennen. Dies erscheint besonders im Hinblick darauf bemerkenswert, daß die Kristalle erst nach sehr verschieden großen Abgleitungen die Symmetrale erreichen. Auch Kristalle, deren Ausgangslage nahe der Symmetralen liegt, zeigen, falls nicht ganz grobe Störungen auftreten, den vollen Schubspannungsunterschied[4]. Anderseits sind beim gewachsenen Kristall solche Abweichungen von der kubischen Symmetrie niemals beobachtet worden[5]. Es muß daher angenommen werden, daß sich die Schwächung des wirksamen Gleitsystems in den ersten Stadien der Deh-

[1] M. Polanyi: Z. Krist. 61, S. 49—57 (1925) u. E. Schmid: Z. Phys. 40, S. 54—74 (1926), haben diese stärkere Verfestigung der latenten Gleitflächen bereits bei Zinn und Zink beobachtet. Diese Deutung ihrer Versuche wird aber durch die neuerdings festgestellte Zwillingsbildung bei Zink vorläufig in Frage gestellt.

[2] Der für Kupfer in Tabelle 4 angegebene Wert 1,004 entspricht nicht einer tatsächlich festgestellten Abweichung von der Symmetralen, sondern nur der Ablesegenauigkeit der Winkel.

[3] Daß dieser Wert kleiner ist, als früher [M. Masima u. G. Sachs, Z. Phys. 50, S. 161—186 (1928)] gefunden, erklärt sich daraus, daß nach den vorliegenden genaueren Untersuchungen die Stabachse infolge der Mitwirkung des zweiten Gleitsystems nur etwa zwei Drittel des Abstandes von der Symmetralen erreicht, welcher damals unter der Annahme reiner einfacher Gleitung berechnet worden war.

[4] M. Masima u. G. Sachs: Z. Phys. 50, S. 161—186 (1928).

[5] Gegen eine solche Anisotropie im ursprünglichen Kristall, etwa infolge der Herstellungsbedingungen, spricht vor allem die Tatsache, daß sich der Verfestigungsunterschied im Laufe des Zugversuches umkehrt.

Digitized by Google

nung ausbildet. Und zwar muß der Unterschied schnell genug wachsen, um den Orientierungseinfluß auszugleichen.

Tabelle 4.
Lage der Gleitsysteme und Schubspannungsverhältnis beim ersten Wechsel des Gleitsystems.
(ϱ = Winkel Stabachse—Gleitrichtung, φ = Winkel Stabachse—Gleitflächennormale.)

Bezeichnung	Winkel der Stabachse zu Gleitsystem 1		Gleitsystem 2		$\cos\varrho_1 \cdot \cos\varphi_1$	$\cos\varrho_2 \cdot \cos\varphi_2$	$\frac{\cos\varrho_2 \cdot \cos\varphi_2}{\cos\varrho_1 \cdot \cos\varphi_1}$
	ϱ_1	φ_1	ϱ_2	φ_2			
Cu : *C*	36,5	55,9	36,4	55,8	0,450	0,452	$1{,}00_4$
Ms 97 : 1[1]	30,8	65,8	31,3	65,2	0,352	0,358	$1{,}01_7$
Ms 97 : 4[1]	32,2	58,3	33,8	56,5	0,444	0,459	$1{,}03_3$
Ms 92 : 19	31,8	59,0	35,3	55,0	0,437	0,467	$1{,}06_9$
Ms 85 : *C*	27,1	66,0	33,1	60,8	0,362	0,408	$1{,}12_8$
Ms 85 : *D*	28,6	61,5	35,3	54,8	0,418	0,470	$1{,}12_3$
Ms 72 : *U*	29,9	61,4	38,4	52,3	0,415	0,479	$1{,}15_6$
Ms 72 : *Y*	25,2	66,3	34,7	57,6	0,363	0,440	$1{,}21_1$

Im übrigen sei nochmals darauf hingewiesen, daß, wie gezeigt, Verfestigungsunterschied und Schubspannungsunterschied der beiden Gleitflächen nur im Augenblick

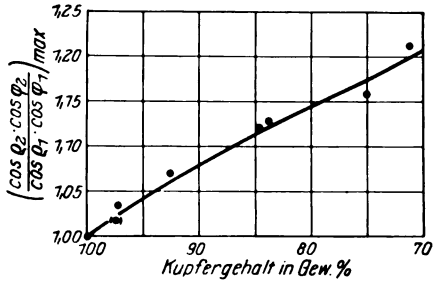


Abb. 26. Schwächung der ersten Gleitfläche gegenüber der zweiten Gleitfläche.

des Richtungswechsels gleich groß sind. Daher darf die Möglichkeit nicht außer acht gelassen werden, daß der Verfestigungsunterschied an der Symmetralen bereits größere Werte erreicht hatte, jedoch infolge der nach Abb. 17 dort einsetzenden stärkeren Beteiligung des zweiten Systems schon wieder nachgelassen hat. Eine derartige Annahme würde auch eine Erklärung geben für das verschiedenartige Verhalten der Messingkristalle beim Anlassen vor und hinter der Symmetralen, das im letzten Abschnitt behandelt wird.

Um nun das Verhalten der Kristalle von der Symmetralen an vollständiger zu überblicken, ist noch eine eingehende Analyse der Kraftverhältnisse durchzuführen. Offensichtlich hängt das unterschiedliche Aussehen der Zugkurven (Abb. 19) bei den verschiedenen Legierungen nach Überschreiten der Symmetralen eng mit der verschiedenartigen Ablösung der beiden Gleitsysteme (Abb. 24) zusammen. Der Übergang von der einfachen zur normalen doppelten Gleitung bei Kupfer macht sich bei den vorliegenden Kristallen, die ja allerdings alle nicht günstig orientiert sind, jedenfalls nur wenig bemerkbar[1], ähnlich wie bei früheren Versuchen an Aluminium[2]. Dagegen ist beim Ms 72 mit dem beschriebenen Wechsel der Gleitsysteme ein scharfer Knick in der Richtung der Lastkurve (vgl. Abb. 19), in der Regel sogar Lastabfall[3], verknüpft. Mit abnehmendem Zinkgehalt verschwindet allmählich diese Unstetigkeit. Der Augenblick, in dem die Symmetrale überschritten wird, macht sich dagegen in den Zugkurven der Messinge nicht bemerkbar.

Fraglich erscheint nun, in welcher Weise die Kraftverhältnisse vom kristallographischen Gesichtspunkt aus dargestellt werden sollen. Die Schwierigkeit liegt darin,

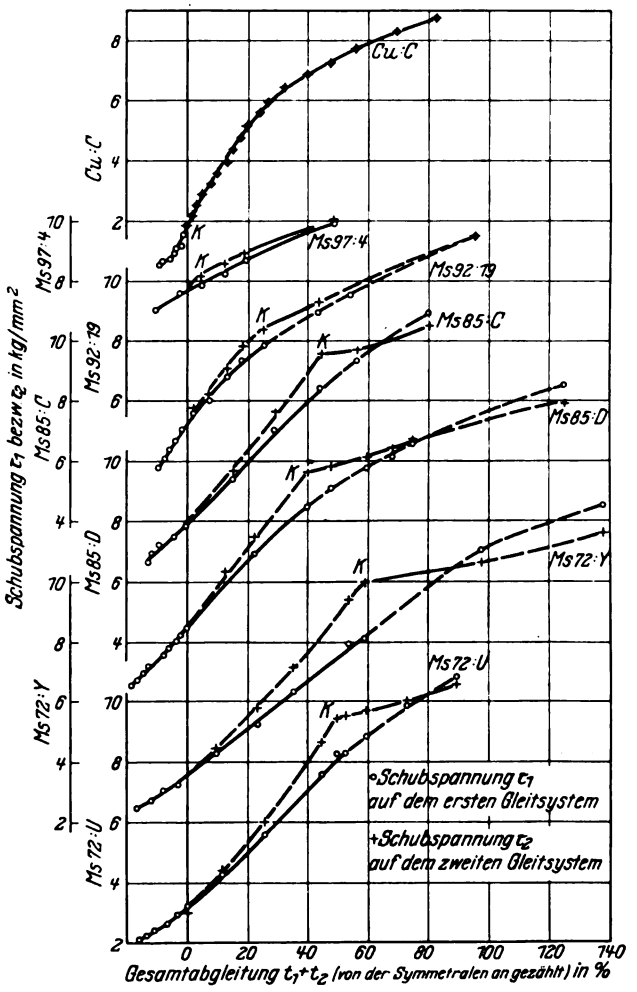


Abb. 27. Verlauf der Schubspannungen auf beiden Gleitsystemen über der Gesamtabgleitung.

daß die Zugspannung-Querschnittskurve in zwei Gleitkurven zerfällt, indem gleichzeitig zwei Gleitsysteme unter verschiedenen Schubspannungen um verschiedene Beträge abgleiten. Da Gleitung auf einem System auch die anderen Gleitflächen verfestigt, ergibt es sich als nächstliegende Darstellung (Abb. 27), die nach Gleichung (5) berechneten Schubspannungen τ_1 und τ_2 auf beiden Systemen in Abhängigkeit von der Gesamtabgleitung

[1] Die Werte für die beiden Kristalle Ms 97 sind aus den im Text angegebenen Gründen sehr unsicher.

[1] Die abweichende Angabe von C. F. Elam [Proc. Roy. Soc. London (A) 112, S. 289—296 (1926)] erscheint, da die einzige gebrachte Kurve nur durch wenige Punkte belegt ist, nicht genügend sichergestellt.

[2] R. Karnop u. G. Sachs: Z. Phys. 41, S. 116—139 (1927).

[3] M. Masima u. G. Sachs: ebenda 50, S. 161—186 (1928).

Digitized by Google

$t_1 + t_2$ jenseits der Symmetralen aufzutragen. Dabei ist der Anschaulichkeit halber der Schubspannungsverlauf auf dem jeweils in geringerem Maße beteiligten System gestrichelt. Der mit K bezeichnete Punkt der Kurven gibt den Augenblick an, in dem das Schubspannungsverhältnis τ_2/τ_1 [vgl. Gleichung (7)] seinen größten Wert erreicht, und entspricht demnach dem Wendepunkt in den Orientierungswegen (Abb. 13—16). Eigenartigerweise wird das zweite System, das an dieser Stelle den Hauptanteil der Verformung übernimmt, zunächst nur wenig verfestigt. Im übrigen bieten die Kurven keine neuen Aufschlüsse.

Dem Wesen der Vorgänge scheint vielmehr eine andere, wenn auch weniger anschauliche Darstellungsweise besser gerecht zu werden, bei der nach Abb. 28 die beiden

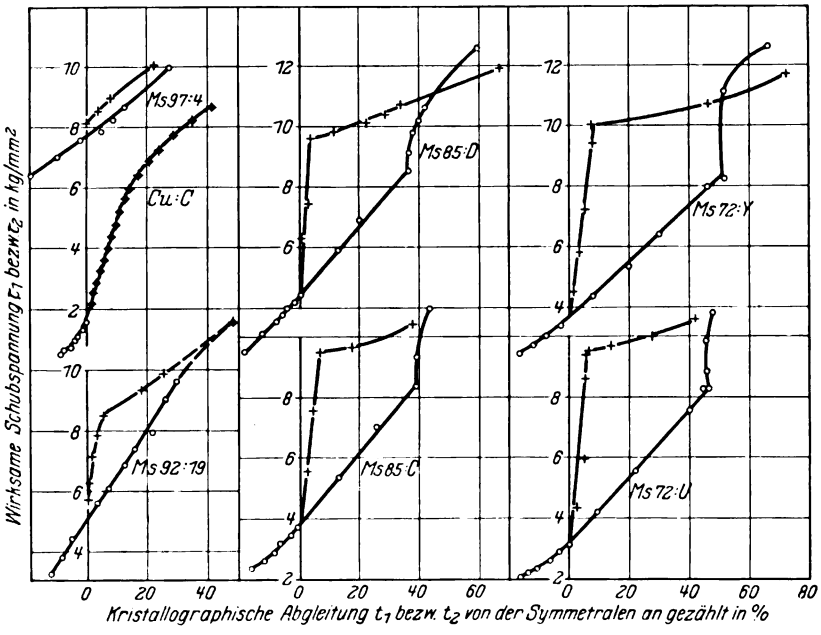


Abb. 28. Fließkurven der untersuchten Kristalle, getrennt für beide Gleitsysteme nach Überschreiten der Symmetralen.
o Schubspannung τ_1 auf dem ersten System in Abhängigkeit von der Abgleitung t_1 auf dem ersten System.
+ Schubspannung τ_2 auf dem zweiten System in Abhängigkeit von der Abgleitung t_2 auf dem zweiten System.

Schubspannungen τ_1 bzw. τ_2 jeweils über den zugehörigen Abgleitungen t_1 bzw. t_2 aufgetragen sind. Von den Vorgängen hinter der Symmetralen ergibt sich danach unter Berücksichtigung des Gesamtverhaltens der Kristalle etwa das folgende Bild:

Bei Kupfer (Abb. 28) ist, wenn die Symmetrale erreicht wird, praktisch kein Verfestigungsunterschied der beiden Gleitsysteme vorhanden. Unter der gleichen wirksamen Schubspannung gleiten beide Systeme gleich stark. Die beiden Kurven τ_1 über t_1 und τ_2 über t_2 fallen zusammen.

Beim Ms 72 (Abb. 28) mit dem größten Zinkgehalt ist dagegen schon nach geringer Gleitung das zweite System stärker verfestigt als das erste. Es beteiligt sich dementsprechend auch, nachdem die Symmetrale erreicht ist, nur zu einem Bruchteil an der Verformung. Infolgedessen wandert der Kristall über die Symmetrale hinüber. Dabei wird die Schubspannung auf dem zweiten System schließlich so viel größer, daß sie den Verfestigungsunterschied ausgleicht. In diesem Augenblick sind nun beide Systeme gleichwertig; nunmehr muß sich auch das zweite System sehr stark an der Verformung beteiligen. Es muß angenommen werden, daß sich infolgedessen der Verfestigungsunterschied sehr schnell und weitgehend vermindert, wie es ja auch einleuchtend ist, da er durch überwiegende Gleitung auf einem einzigen System entstanden war. Man beobachtet jedenfalls, daß plötzlich die erhebliche Schubspannungserhöhung auf dem zweiten System zur Geltung kommt, so daß dieses auf ein längeres Stück die Gleitung allein übernimmt und behält, trotzdem sich bei dem dadurch bedingten Rückgang zur Symmetralen der Schubspannungsunterschied wieder verringert. Der Verlauf der beiden Fließkurven, wobei τ_2 über ein längeres Stück nur wenig ansteigt, dagegen τ_1 steil in die Höhe geht, zeigt, daß der Verfestigungsunterschied vollkommen zusammenbricht und sogar sein Vorzeichen umkehrt. Da sich nämlich nunmehr nur das zweite System betätigt, wird es seinerseits geschwächt gegenüber dem ersten. Infolgedessen wandert der Kristall über die Symmetrale zurück, wenn auch weniger weit als vorher in der anderen Richtung. Dort wiederholt sich das Spiel anscheinend in ähnlicher Weise ein zweites Mal. Zu einer genauen Verfolgung der zweiten Ablösung reichten die Versuche nicht mehr aus.

Das andersartige Verhalten der Kristalle mit geringerem Zinkgehalt (Ms 92 und Ms 97, Abb. 28) hängt wohl damit zusammen, daß am Wendepunkt der Schubspannungsunterschied zwischen beiden Systemen infolge der geringeren Entfernung von der Symmetralen nur klein ist. Infolgedessen beobachtet man, daß die Gleitung auf dem zweiten System nur wenig überwiegt und sich das erste System auch weiterhin in starkem Maße beteiligt. Dabei kann sich jedenfalls kein Verfestigungsunterschied mehr zwischen den beiden Systemen ausbilden. Es kommt also, wie geschildert, eine Art doppelter Gleitung entlang der Symmetralen zustande.

Das Altern von Messingkristallen. Aus den geschilderten Versuchsergebnissen haben wir schon mehrfach die Schlußfolgerung gezogen, daß die Zinkatome im Kupfergitter, obwohl sie den Gleitbeginn erschweren, nach einmal eingetretener Gleitung eine mit dem Zinkgehalt wachsende Schwächung des Gleitwiderstandes zur Folge haben. Besonders fällt es auf, daß diese Schwächung nur das wirksame Gleitsystem betrifft, also eine Störung der kubischen Symmetrie bewirkt.

Zur Erklärung dieser Erscheinung könnte man sich vorstellen, daß es nicht gleichgültig ist, wie die Zinkatome im Gitter gelagert sind. Auf Grund des hexagonalen Gitterbaues des reinen Zinks kann man sich die Zinkatome länglich, etwa mit der Symmetrie eines Rotationsellipsoides, denken. Diese könnten mit ihren Achsen im ungestörten Messingkristall ungeordnet oder aber entsprechend der kubischen Symmetrie gelagert

Digitized by Google

sein, während sie durch den Gleitvorgang in einer durch das Gleitsystem bestimmten Art und Weise gleichgerichtet werden. Ähnliche Gedanken hat auch Johansson[1] zur Erklärung der magnetischen Eigentümlichkeiten des β-Messinges entwickelt. Derartige Vorstellungen haben aber zunächst nur heuristischen Wert, da sie einstweilen in keiner Weise experimentell direkt nachprüfbar sind.

Immerhin erklärt diese Arbeitshypothese qualitativ die beobachteten Erscheinungen. Sie hat uns weiter dazu verholfen, den Alterungseffekt bei diesen Kristallen aufzufinden. Wie Abb. 29 zeigt, tritt nämlich beim Anlassen gedehnter Kristalle auf niedrige Temperaturen, ähnlich wie es vom gewöhnlichen Stahl her bekannt ist, eine neue, erhöhte Streckgrenze auf. Die Überhöhung der neuen Streckgrenze gegenüber dem allgemeinen Kurvenverlauf beträgt nach Abb. 29 maximal fast 15%. Sie ist also nicht viel kleiner als der gesamte Verfestigungsunterschied zwischen dem ersten und zweiten Gleitsystem im Augenblick der Ablösung (Abb. 26). Anschließend

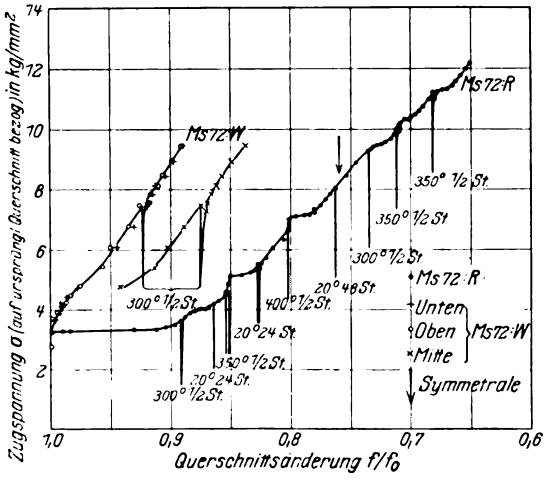


Abb. 29. Alterung von Messingkristallen.

münden allerdings — im Gegensatz zum Stahl — die Kurven wieder annähernd in die ursprüngliche Richtung ein, falls nicht schon durch Entfestigung (bei Temperaturen über 350° C) der Kurvenverlauf herabgedrückt ist. Ein Altern bei Zimmertemperatur konnte dagegen bei unseren Kristallen auch nach ein- bis zweiwöchigem Lagern nie beobachtet werden.

Wenn der Kristall die Symmetrale überschritten hat, ist ein Alterungseffekt nach Abb. 29 zwar auch vorhanden. Er zeigt jedoch, wie ein Vergleich des Kurvenverlaufs vor und nach der Symmetralen lehrt, einen anderen, viel weniger ausgeprägten Charakter. Man könnte die an der Symmetrale einsetzende Beteiligung des zweiten Gleitsystems für diese deutliche Verringerung des Effekts verantwortlich machen. Bei dem Kristall Ms 72 : *W* schließlich, bei dem sich infolge seiner Ausgangslage (Abb. 12) von Anfang an mehrere Gleitsysteme betätigten, und der infolgedessen auch einen ganz andersartigen, hochliegenden Kraftverlauf zeigt, war nach Abb. 29 ein Altern nicht nachweisbar. Ein Zusammenhang zwischen dem Altern und der durch einfache Gleitung hervorgerufenen Störung der kubischen Symmetrie dürfte demnach kaum zweifelhaft sein.

Vom Altern bei Eisen und Stahl unterscheidet sich die beschriebene Erscheinung einmal dadurch, daß Eisen bereits bei Zimmertemperatur altert: ferner tritt beim Eisen eine allgemeine Erhöhung des Kurvenverlaufs ein. Dieser letztere Unterschied legt die Erwägung nahe, ob nicht bei Eisen die Wiederherstellung der Streckgrenze und die Erhöhung des Kurvenverlaufs als zwei verschiedene Vorgänge auseinanderzuhalten sind.

Zusammenfassend läßt sich sagen, daß die vorliegenden Untersuchungen zwar ein abgerundetes Bild des Verhaltens der untersuchten Legierungsreihe beim Zugversuch geben. Jedoch kann von einer Deutung der inneren Zusammenhänge zwischen den beobachteten, teilweise recht überraschenden Erscheinungen noch keine Rede sein. Offenbar ist es hierzu nötig, in Feinheiten des Gitterbaues einzudringen, denen gegenüber zur Zeit auch unser schärfstes Hilfsmittel, die Röntgenstrahlen, versagt. Die Erscheinungen an Messingkristallen stehen aber damit keineswegs allein. Eine Reihe von Problemen der Metallphysik krankt an der gleichen Schwierigkeit. Infolgedessen muß man sich vorläufig damit begnügen, die Erscheinungen so genau und so umfassend als möglich zu registrieren, um den Weg für die Theorie zu bahnen.

Anhang.

Die Gitterkonstanten des Kupfers und der α-Messinge. Die für die vorliegende Arbeit benötigten Werte der Gitterkonstanten wurden an gezogenen Drähten durch Debye-Scherrer-Aufnahmen mit Cu—K-Strahlung in Kameras von 70 mm Durchmesser ermittelt. Und zwar wurden die Drähte elektrolytisch so stark versilbert, bis die Silber- und die Messinglinien auf den Filmen etwa gleich stark erschienen. Die Reflexionswinkel für die Silberlinien wurden unter der Annahme einer Silbergitterkonstanten $a_{Ag} = 4{,}078$ Å[1] berechnet. Die Reflexionswinkel der Messinglinien wurden dann durch graphische Interpolation zwischen benachbarten Silberlinien ermittelt. Das Ergebnis zeigt Tabelle 5 und Abb. 30, in die auch die von anderer Seite[2] ermittelten Werte eingezeichnet sind. Da die in der Literatur angegebenen Werte der Silbergitterkonstanten verhältnismäßig gut übereinstimmen, während die Kupferwerte viel stärker schwanken, erschien eine nochmalige genaue Festlegung[3] des Verhältnisses $a_{Ag} : a_{Cu}$ erwünscht. Zwei Bestimmungen wurden in einer Präzisionskamera von 118 mm Durchmesser mit einem versilberten Elektrolytkupferdraht und einem verkupferten Elektrolytsilberdraht ausgeführt. Diese führten bei erhöhter Genauigkeit zu dem gleichen Ergebnis (siehe Tabelle 5), so daß sich die Gitterkonstante von Kupfer zu 3,609 Å, bezogen auf einen Silberwert von 4,078 Å, ergibt.

[1] C. H. Johansson: Ann. Physik 84, S. 976—1008 (1928).

[1] T. Barth u. G. Lunde: Z. phys. Chem. 121, S. 78—102 (1926).

[2] E. A. Owen u. G. D. Preston: Proc. Phys. Soc. London 36 (I), S. 49—65 (1923); A. Westgren u. G. Phragmen: Phil. Mag. (6) 50, S. 311—341 (1925).

[3] P. P. Ewald u. C. Herrmann: Z. Krist. 65 (1927); Strukturbericht 1913—1926, S. 35—38.

Digitized by Google

Tabelle 5.

Kupfergehalt		Gitterkonstante, bezogen auf Ag = 4,078 Å
Gew.-%	Atom-%	
100	100	$3{,}608_7 \pm 0{,}0016$ } Aufnahmen in $3{,}609_0 \pm 0{,}0018$ } Präzisionskamera
100	100	3,608 ± 0,003 3,610 ± 0,002
99,7	99,7	3,610 ± 0,004
90,8	91,0	3,625 ± 0,003 3,625 ± 0,004
71,7	72,3	3,670 ± 0,002
63,9	64,5	3,686 ± 0,002

In Abb. 30 sind die Werte der Gitterkonstanten nach Tabelle 3 in Abhängigkeit vom Zinkgehalt in Atomprozent aufgetragen. Innerhalb der Fehlergrenze liegen die Werte auf einer Geraden. Das gleiche gilt aber auch

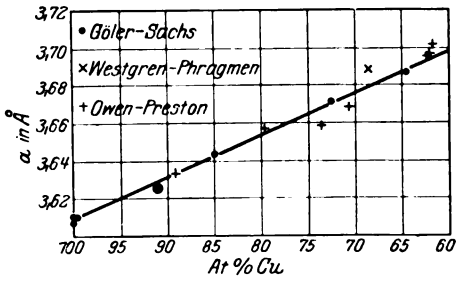


Abb. 30. Gitterkonstante von α-Messingen.

für die dritte Potenz der Gitterkonstanten, für die Atomvolumina. Jedoch wird das Kupfergitter durch den Zinkzusatz erheblich weniger aufgeweitet, als man nach der Mischungsregel aus dem Raumbedarf des einzelnen Atoms im hexagonalen Zinkgitter berechnen würde. Diese Tatsache könnte mit der erwähnten Vorstellung[1] in Verbindung gebracht werden, wonach sich die länglich gedachten Zinkatome gerichtet in das kubische Gitter einlagern.

Zusammenfassung.

Einzelne Kristalle aus Kupfer und den α-Messingen werden Zugversuchen unterworfen. Die damit verbundene Orientierungsänderung wird röntgenographisch mit einer Genauigkeit von etwa $^1/_2{}^\circ$ verfolgt. Die so bestimmte Verformung wird auf kristallographische Gleitvorgänge zurückgeführt. Auch wenn man von ganz oder nahezu hochsymmetrischen Grenzorientierungen absieht, ist immer von Anfang an eine geringe Mitwirkung anderer als des mechanisch bevorzugten Gleitsystems merkbar. Da ihre Auswirkungen jedoch kaum über die Fehlergrenze hinausgehen, kann man für den Beginn des Zugversuchs mit der einfachen Gleitvorstellung rechnen. Im einzelnen ergibt sich:

1. Alle Kristalle haben eine deutliche Streckgrenze, und zwar steigt die wirksame Schubspannung an der Streckgrenze von 0,4 kg/mm² bei Kupfer erst schnell, dann langsam bis auf 1,4 kg/mm² beim Ms 72.

2. Aus den Zugkurven ergeben sich durch Umrechnung auf kristallographische Größen anscheinend für jede Legierung einheitliche Fließkurven. Diese beginnen mit einem nur wenig ansteigenden Ast, der um so länger wird, je höher der Zinkgehalt der Kristalle ist. Der Anstieg der Kurven erfolgt beim Kupfer sofort und steil, beim Ms 72 erst nach etwa 20% Abgleitung und flacher.

3. Bei den Messingen wird das wirksame Gleitsystem weniger verfestigt als die anderen es durchkreuzenden Systeme. Infolgedessen gleiten die Kristalle noch auf dem ersten System, wenn die Schubspannung auf einem zweiten System bereits größer ist, und zwar um so länger, je mehr Zink die Kristalle enthalten.

4. Jedoch tritt schon von der Symmetralen an eine stärkere Beteiligung des zweiten Systems (zu etwa 15%) ein, bis dieses ziemlich plötzlich seinerseits den Hauptanteil der Gleitung übernimmt. Durch Kombination der Dehnungs- und Orientierungsmessungen gelingt es, das Wechselspiel der beiden Gleitsysteme für die verschiedenen Legierungen klarzustellen.

5. Der Wechsel der Gleitsysteme wird durch eine Spannungsbedingung bestimmt. Und zwar erfolgt er dann, wenn der Unterschied der Schubspannungen auf den beiden Gleitsystemen einen für jede Legierung festen Wert erreicht, der von Null bei Kupfer fast linear mit dem Zinkgehalt bis auf etwa 20% beim Ms 72 steigt.

6. Der Verlauf der Kraftkurven nach Überschreiten der Symmetralen läßt sich in die Anteile, die von den beiden Gleitsystemen herrühren, zerlegen. Das verschiedenartige Verhalten der Legierungen wird damit auf das verschiedenartige Zusammenwirken der beiden Gleitsysteme zurückgeführt.

7. Bei Kristallen aus Ms 72 wird ein Alterungseffekt aufgefunden, und seine Zusammenhänge mit den sonstigen Eigenschaften der Kristalle erörtert.

8. Im Anhang werden die Gitterkonstanten der Messinge durch Vergleichsaufnahmen mit Silber bestimmt, und zwar steigen sie linear mit dem Zinkgehalt von 3,609 Å bei Kupfer auf 3,686 Å bei Messing mit 64,5 Atom-% Cu.

Der Notgemeinschaft der Deutschen Wissenschaften sei für die Unterstützung der Untersuchung besonders gedankt.

[1] C. H. Johansson: Ann. Physik 84, S. 976—1008 (1928).

Digitized by Google

Wärmeeffekte bei der Dehnung von Messingkristallen.

Von **M. Masima** und **G. Sachs**[1].

Nachdem das Verhalten von Messingkristallen bei plastischer Verformung weitgehend geklärt[2] und Zusammenhänge zwischen den Gleitvorgängen und den Veränderungen physikalischer Eigenschaften aufgedeckt werden konnten[3], entstand auch die Frage nach den Wärmetönungen der einzelnen Phasen des Dehnungsvorganges.

Eine exakte Feststellung der Wärmeeffekte, welche bei der Verformung eines Körperelements entstehen, stößt auf erhebliche Schwierigkeiten, da die Kristalle gerade in den interessanten Augenblicken sich häufig ungleichmäßig dehnen. Ein aufschlußreicher Einblick läßt sich jedoch, wie die mitgeteilten Versuche zeigen, schon gewinnen, wenn in üblicher Weise die Temperaturerhöhung eines Stabes während des Dehnungsvorganges mittels eines oder mehrerer Thermoelemente verfolgt wird. Falls die durch eine schnelle kleine Dehnung (hier 1—4%) einer größeren Meßlänge (hier 45—70 mm) hervorgerufene geringe Temperatursteigerung (hier einige $^1/_{10}{}^\circ$) innerhalb kurzer und gleichbleibender Zeit (hier rund 8 Sek.) mit Hilfe eines empfindlichen Galvanometers festgestellt wird, gibt sie, wie Abb. 1 erkennen läßt, ein einigermaßen klares Bild über die Wärmeeffekte. Um freilich eine sichere Vorstellung von den eigentümlichen Wärmetönungen bei der Dehnung von Messingkristallen zu gewinnen, muß erst ein neuer Weg erschlossen werden.

Sichergestellt ist im wesentlichen der Verlauf der Wärmeentwicklung während des ersten gleichmäßigen Dehnungsstadiums nach Abb. 1. Über der wie früher als Maß der Verformung gewählten Querschnittsänderung ist der auf 1% Dehnung bezogene Galvanometerausschlag aufgetragen, der während einer kleinen Dehnungsstufe entsteht. Dieser gibt ein Maß für die in der Volumeneinheit erzeugte Wärme pro Dehnungseinheit und kann unmittelbar mit der zur Dehnung erforderlichen Last verglichen werden, die ein Maß für die dabei verbrauchte Arbeit ist.

Beim Gleitvorgang entsteht nun, wie Abb. 1 zeigt, eine Wärmemenge, die zunächst der aufgewandten Arbeit annähernd gleichläuft. Die Messungen an allen Kristallen zeigen jedoch, daß die entwickelte Wärme schneller als proportional mit der Spannung ansteigt. Dies kann nur so gedeutet werden, daß der vom Kristall aufgespeicherte, also nicht in Wärme umgesetzte Energieanteil[4] zu Beginn größer ist als im weiteren Verlauf des Gleitvorganges.

An einem bestimmten Punkte des Gleitvorganges wird weiterhin, entsprechend Abb. 1, die entwickelte Wärmemenge erheblich größer, als nach dem vorherigen Verlauf zu erwarten war. Diese Überhöhung beträgt schätzungsweise 20—30%. Da der als innere Energie aufgespeicherte Energieanteil nach den bisherigen Untersuchungen insgesamt nur 5—15% der Verformungsarbeit ausmacht, ändert sich also dann die Energiebilanz des Verformungsvorganges grundlegend. Eine Energieaufnahme dürfte nunmehr kaum noch stattfinden; es sieht vielmehr danach aus, als ob jetzt mehr Wärmeenergie entsteht, als mechanische Arbeit aufgewandt wird, als ob also durch die Verformung erhöhte innere Energie des Kristalls wieder abnimmt. Der Grund für diese plötzliche Veränderung der Wärmeentwicklung ist aus den

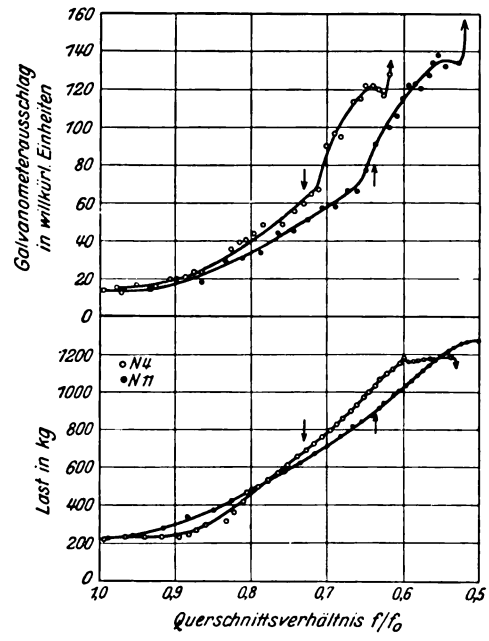


Abb. 1. Wärmeeffekte und Kraftverlauf beim Dehnen von Messingkristallen.

früheren Arbeiten schon ersichtlich[1]. Der Kristall hat dann, wie durch den Pfeil in Abb. 1 angedeutet ist, eine Lage (Symmetrale) erreicht, in der zwei Gleitsysteme geometrisch gleichberechtigt sind. Dies hat Störungen der anfänglichen einfachen Gleitung durch Gleitbewegungen auf dem zweiten System zur Folge. In den Lastkurven (Abb. 1) macht sich dieser Vorgang nicht bemerkbar. Dagegen hat er einen maßgebenden Einfluß auf die Veränderung physikalischer Eigenschaften[2].

Plötzliche Wärmeentwicklungen, die teilweise einen hohen Betrag erreichten, wurden ferner stets festgestellt, wenn der Gleitvorgang von einem Gleitsystem auf ein anderes überging. In den Lastkurven (Abb. 1) entspricht dem ersten Wechsel dieser Art der scharfe Knick, dem meist Lastabfall folgt. Wegen der damit verbundenen Ungleichmäßigkeit in der Dehnung ist die zahlenmäßige Auswertung der Messungen nicht ganz sicher. Schließlich scheint auch noch der Beginn des Gleitens mit einer stärkeren Wärmeentwicklung verbunden zu sein als der weitere Fortgang. Bei mehreren Kristallen wurde bei Überschreitung der mit Abkühlung verbundenen elastischen

[1] Original: Z. Phys. 56, S. 394—396 (1929).

[2] G. Sachs u. H. Shoji: Z. Phys. 45, S. 776—796 (1927); M. Masima u. G. Sachs: ebenda 50, S. 161—186 (1928); Frhr. v. Göler u. G. Sachs: ebenda 55, S. 581—620 (1929).

[3] M. Masima u. G. Sachs: ebenda 51, S. 321—327 (1928); 54, S. 666—673 (1929).

[4] W. Hort: Z. V. d. I. 45, S. 1831—1837 (1906); Forsch.-Arb.-Ing. H. 41, S. 1—53 (1907); W. S. Farren u. G. J. Taylor: Proc. Roy. Soc. (A) 107, S. 422—451 (1925).

[1] Frhr. v. Göler u. G. Sachs: a. a. O.

[2] M. Masima u. G. Sachs: a. a. O.

Digitized by Google

Beanspruchung[1] eine auffallend starke Temperaturerhöhung festgestellt, die allerdings ebenfalls wegen der geringen und häufig ungleichmäßigen Dehnung nicht ganz gesichert ist.

Die hier mitgeteilten Versuchsergebnisse lassen jedenfalls erkennen, daß die Energiebilanz der Deformationsvorgänge bei Kristallen einen sehr eigentümlichen Charakter hat. Während die reine Gleitung auf einer Kristallfläche mit einer Aufspeicherung von Energie im Gitter verbunden ist, hat anscheinend jede Veränderung im Gleitmechanismus eine Verringerung der inneren Energie zur Folge. Die bisherigen Versuche an Messingkristallen deuten auch darauf hin, daß damit eine Verringerung oder ein verlangsamter Anstieg der Kristallverfestigung verbunden ist[1].

[1] E. Rasch: Sitzungsber. d. Kgl. Preuß. Akad. Wiss. 1908, S. 210—220; Mitt. Int. Verb. Mat.-Prüf. 1, Ber. VII, 3 (1909); T. R. Lawson u. J. A. Capp: ebenda 2, Ber. IX, 8 (1922) II.

[1] Frhr. v. Göler und G. Sachs: a. a. O.

Über die Temperaturabhängigkeit der kritischen Schubspannung von Kadmiumkristallen.

Von **W. Boas** und **E. Schmid**[1].

Der Beginn plastischer Dehnung von Cd-Kristallen wird im Temperaturbereich von 20° K bis zum Schmelzpunkt untersucht. Die kritische Schubspannung des Translationssystems fällt zunächst linear mit steigender Temperatur und bleibt von etwa 140° unterhalb des Schmelzpunktes bis zu diesem konstant.

Untersuchungen der plastischen Deformation von Zink- und Kadmiumkristallen bei extrem tiefen Temperaturen hatten den „athermischen" Charakter der Kristallplastizität besonders scharf hervortreten lassen[2]. Diese Art der plastischen Formänderung von Kristallen ist durch eine außerordentlich niedrige Streckgrenze (ca. 0,001 der gittertheoretischen), die von der Belastungsgeschwindigkeit und der Temperatur nur wenig abhängig ist, gekennzeichnet. Im Grenzfall tiefer Temperaturen erfolgt auch die weitere Dehnung, die mit erheblicher Verfestigung verbunden ist, nach einer von Dehnungsgeschwindigkeit und Temperatur unabhängigen Dehnungskurve. Ein theoretisches Verständnis dieser Art von Deformation liegt heute noch keineswegs vor; die Bereitstellung weiterer experimenteller Tatsachen soll zunächst zu ihrer erneuten Prüfung führen und die Anbahnung ihrer Deutung erleichtern.

In der vorliegenden Arbeit ist die Temperaturabhängigkeit der kritischen Schubspannung von Cd-Kristallen in einem möglichst ausgedehnten Temperaturbereich (flüssiger Wasserstoff bis Schmelzpunkt) untersucht. Diese Schubspannung ist ja die Größe, die den Beginn der athermischen Deformation bestimmt.

Eine ähnliche Untersuchung war bereits früher an Bi-Kristallen durchgeführt worden[3]. Es hatte sich ergeben, daß von 20° bis 200° C die kritische Schubspannung linear auf etwa die Hälfte absinkt, dann aber bis in unmittelbare Nähe des Schmelzpunktes konstant bleibt. Während diese Versuche an einem Schopperschen Festigkeitsprüfer ausgeführt worden waren, sind die jetzt vorliegenden mit einem viel empfindlicheren Fadendehnungsapparat nach M. Polanyi[4] durchgeführt worden, der so abgeändert war, daß der Kristall samt den beiden Fassungen in ein Dewargefäß oder in ein Ölbad, das durch einen elektrischen Ofen geheizt wurde, gebracht werden konnte.

Als Versuchungsmaterial dienten aus der Schmelze gezogene Kristalle (Ziehgeschwindigkeit 5—10 cm pro Stunde), von denen Stücke bei Zimmertemperatur bereits in einer früheren Arbeit untersucht waren[1]. Für Orientierungs- und Querschnittsbestimmung gilt das dort Gesagte; die Einspannlänge betrug 15—20 mm, die Senkungsgeschwindigkeit der Mikrometerschraube ≈0,0014 mm/sek. Die Temperatur des Ölbades wurde auf ±1° konstant gehalten. Die Bestimmung der Streckgrenze erfolgte wie früher aus den Anfangsteilen der

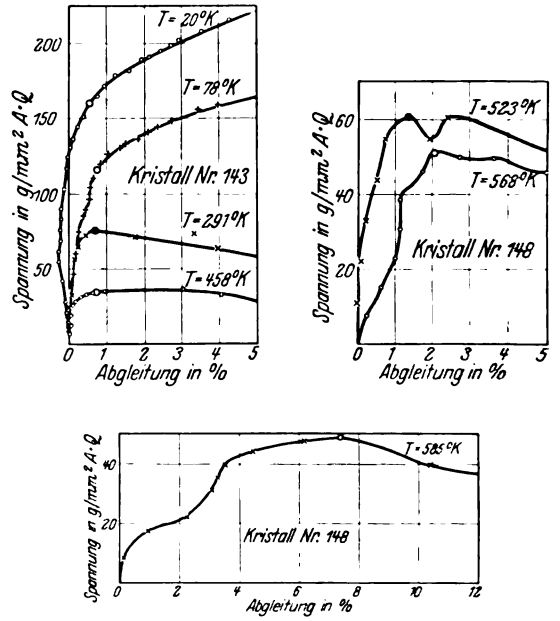


Abb. 1. Charakteristische Anfangsteile der Dehnungskurven von Cd-Kristallen bei verschiedenen Temperaturen. Die als Streckgrenzen benutzten Spannungswerte sind durch o hervorgehoben.

Dehnungskurven, die in den Koordinaten Abgleitung und Spannung gezeichnet wurden. Die Schärfe dieser Bestimmung ist bei den verschiedenen Temperaturen keineswegs gleich. In Abb. 1 sind als Beispiele eine Reihe solcher Anfänge von Dehnungskurven wiedergegeben und die daraus als Streckgrenze entnommenen Spannungswerte hervorgehoben. Bei den tiefen Temperaturen breitet sich wegen der starken Verfestigung die an der schwächsten Stelle einsetzende Dehnung alsbald

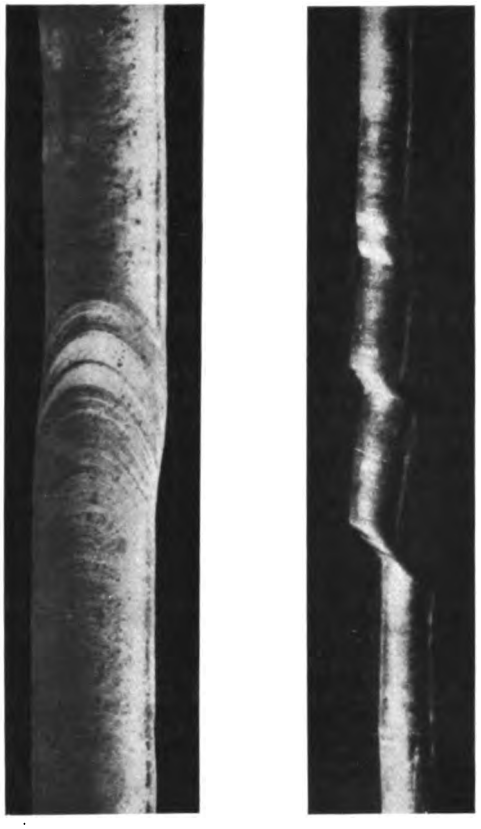
[1] Original: Z. Phys. 57, S. 575 (1929).
[2] M. Polanyi u. E. Schmid: Naturwiss. 17, S. 301 (1929).
[3] M. Georgieff u. E. Schmid: Z. Phys. 36, S. 759 (1926).
[4] M. Polanyi: Z. techn. Phys. **6**, S. 121 (1925).

[1] W. Boas u. E. Schmid: Z. Phys. 54, S. 16 (1929). (Im folgenden mit l. c. bezeichnet.)

Digitized by Google

über den ganzen Kristall aus (weder Einschnürung noch Lastabfall, Translationsstreifung an der ganzen Länge erkennbar), während bei höheren Temperaturen erst nach größeren lokalen Abgleitungen (die vorwiegend den Lastabfall bedingen) die zur Ausbreitung der Translation notwendige Spannung erreicht wird (vgl. Abb. 2). Bei Temperaturen nahe dem Schmelzpunkt (594° K) prägt sich die Einschnürung in der Regel wieder weniger stark aus; der Abfall der Last tritt hier erst im Anschluß an eine größere mit Lastanstieg verbundene Dehnung auf.

In einzelnen Fällen beobachteten wir bei den beiden höchsten Temperaturen (26° und 9° unterhalb des



a b

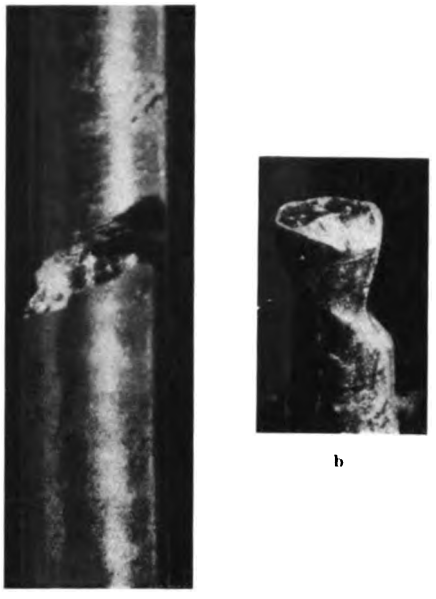
Abb. 2. Beginn der Translation von Cd-Kristallen.
a) bei 458° K; $v = 15$. b) bei 523° K; $v = 10$.

Schmelzpunktes) entweder ohne oder nach geringer vorangegangener Translation Zerreißen des Kristalls. In Abb. 3 sind solche Reißstellen dargestellt. Es handelt sich dabei keineswegs um eine glatte Trennung längs einer Kristallfläche; der Bruch ist muschelig und entsteht durch allmähliches Aufreißen des Kristalls[1]. Die Vermutung, daß es sich bei dieser Erscheinung um eine Folge vorangegangener Rekristallisation handelt (Korngrenzenbruch), konnte nicht bestätigt werden. Nur in einem Fall fiel der Riß teilweise mit einer Korngrenze zusammen[2]. Banales Zerreißen mit ungefähr quer-

[1] Das gelegentlich die Basisfläche als Spaltfläche auftritt, wurde von F. C. M. u. E. Schmid kürzlich am Warmbruch polykristalliner Gußproben beobachtet. [Z. Metallkunde, 21, S. 286. 1929.]

[2] Und auch hier bleibt noch die Möglichkeit offen, daß die Rekristallisation erst nach erfolgter Rißbildung eintrat.

verlaufender Bruchstelle tritt demnach bei hohen Temperaturen als neuer Mechanismus der plastischen Deformation von Cd-Kristallen auf.



a b

Abb. 3. Reißstellen nahe dem Schmelzpunkt gedehnter Cd-Kristalle.
a) bei 585° K; Kristall noch nicht völlig durchgerissen; $v = 15$.
b) bei 568° K; Lokale Basistranslation und banaler Bruch; $v = 13$.

Eine die Bestimmung der Streckgrenzen störende Rekristallisation war bei unseren Versuchen nicht zu bemerken. Stets ließ sich die Deformation als Basistranslation im ursprünglichen Kristall feststellen[1].

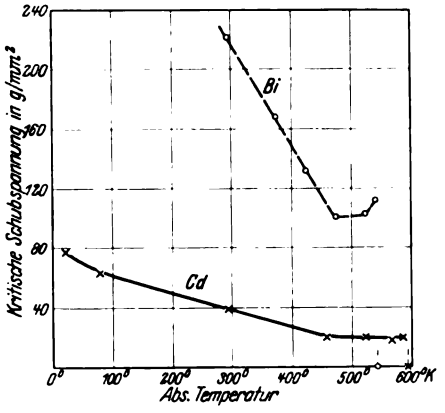


Abb. 4. Temperaturabhängigkeit der kritischen Schubspannung von Metallkristallen.

Die Ergebnisse der bei verschiedenen Temperaturen (zwischen 20° K und 585° K) durchgeführten Messungen sind in Tabelle 1 zusammengestellt; eine graphische Darstellung der erhaltenen Mittelwerte gibt Abb. 4, in der als Ergänzung auch die früher an Bi-Kristallen beobachteten Werte eingezeichnet sind. Man sieht, daß in beiden Fällen für ein ausgedehntes Temperaturgebiet

[1] Die einzige Ausnahme bildete Kristall Nr. 153, in dem die Basis 4°, 9 mit der Längsrichtung einschloß. Hier trat bei hohen Temperaturen die Dehnung immer in unmittelbarer Nähe der Einspannungen auf. Ätzung ergab, daß es sich dabei um durch Rekristallisation neu entstandene Körner handelte, die sich als Folge der bei der Einspannung unvermeidlichen und hier wegen der ungünstigen Orientierung besonders großen Deformation des Ausgangskristalls gebildet hatten.

Digitized by Google

Tabelle 1. Temperaturabhängigkeit der kritischen Schubspannung von Cd-Kristallen.

Kristall Nr.	Winkel zwischen Zugrichtung u. Basisfläche (χ_0)	Kritische Schubspannung (g/mm²) der Basis bei 20° K	78° K	291° K[1]	458° K	523° K	568° K	585° K
144	44,8	—	60,7 55,8	48,4	22,4 19,0	—	—	—
143	53,5	76,5 86,0	64,4 62,0	34,0	14,8 16,2	—	—	—
141	65,7	67,5 69,2	—	39,8	—	—	17,3	—
150	67,7	—	53,7 65,5 60,4	32,9	—	—	—	—
149[2]	68,0	—	—	38,6	19,0 23,5	—	22,5 15,8 18,5	23,8 >15,4[3]
148	68,6	—	—	37,2	—	20,0	16,9 20,7	15,9 15,0
152	71,8	71,2 81,6	—	37,3	—	—	15,2 16,6 17,5	21,7 15,8 >18,7
147	72,4	—	—	38,7	—	15,9 21,4 21,1	—	—
155	74,8	—	—	33,7	—	16,2 25,7 23,2	—	23,8 25,5
154	78,5	—	80,5 71,0 62,3	35,3	25,9 22,6	—	—	—
151	79,0	89,0 80,9	—	48,1	—	—	20,0	—
Mittelwerte:		77,7	63,6	39,7	20,4	20,5	18,1	20,2

ein lineares Absinken der kritischen Schubspannung mit der Temperatur erfolgt. In beiden Fällen schließt sich sodann ungefähre Konstanz der Schubspannung bis in die Nähe des Schmelzpunktes an[4]. Ob bei extrem tiefen Temperaturen die Steilheit der Kurve weiter zunimmt, kann aus dem für Cd-Kristalle bei 20° K gültigen Wert noch nicht entschieden werden[1]. Daß das lineare Absinken der Schubspannung zumindest bei Cd nicht durch eine Temperwirkung zu erklären ist, geht aus unseren früheren Versuchen (l. c.) deutlich hervor, die auch bei 548° K nach Glühzeiten von 16 Stunden noch keine Abnahme der Schubfestigkeit ergeben haben.

Mit den erhaltenen Ergebnissen über die Temperaturabhängigkeit der Schubfestigkeit läßt sich auch zu einer Frage Stellung nehmen, die sich kürzlich bei der Erörterung der Fließbedingungen für Kristalle ergeben hat[2]. Es war gezeigt worden, daß in den bisher quantitativ untersuchten Fällen das Gesetz konstanter Schubspannung identisch ist mit einem Gesetz konstanter elastischer Schiebung im Translationssystem. Daraus entstand die Frage, ob sich die Temperaturabhängigkeit der kritischen Schubspannung unter Annahme einer konstant bleibenden kritischen Schiebung lediglich aus der Änderung der elastischen Konstanten mit der Temperatur erklären läßt. Herr Dr. E. Goens hatte die große Liebenswürdigkeit, den Temperaturkoeffizienten von s_{44}, auf den es hier ausschließlich ankommt, für Cd im Bereich zwischen 20° K und Zimmertemperatur zu untersuchen. Die auf Grund seiner Messungen mit Hilfe der beobachteten Schubspannungen berechneten Schiebungswerte sind in Tabelle 2 verzeichnet.

Tabelle 2. Kritische Schubspannung und Schiebung von Cd-Kristallen.

Temperatur ° K	Schubspannung g/mm²	Schiebung
20	77,7	$3{,}18 \cdot 10^{-5}$
78	63,6	2,75
291	39,7	1,94

Es ergibt sich, daß die Temperaturabhängigkeit von s_{44} viel zu gering ist, um die beobachtete Temperaturabhängigkeit der kritischen Schubspannung auf Grund einer konstanten kritischen Schiebung zu erklären.

Herrn Dr. W. Meißner sagen wir für die uns gewährte Gastfreundschaft im Kältelaboratorium der P.T.-Reichsanstalt herzlichen Dank. Desgleichen sind wir der Notgemeinschaft der Deutschen Wissenschaft, die uns bei der Durchführung dieser Arbeit weitgehend unterstützte, zu großem Dank verpflichtet.

[1] Die in dieser Spalte enthaltenen Zahlen stellen Mittelwerte aus den früheren Bestimmungen dar (l. c.).

[2] Dieser Kristall ist in der früheren Arbeit noch nicht untersucht worden. Der die Exzentrizität der Translationsrichtung bestimmende Winkel $\varkappa$ beträgt 14,5°.

[3] Ein >-Zeichen bedeutet, daß hier Zerreißen des Kristalls vor Erreichung der Streckgrenze erfolgte.

[4] Stetiger Abfall auf den Wert 0 im Schmelzpunkt, wie ihn A. Joffé [Proc. Int. Congr. Appl. Mech. Delft (1924), S. 64] für die Elastizitätsgrenze von Steinsalz- und Al- und Mg-Kristallen angibt, konnte somit wie früher an Bi so auch an Cd nicht gefunden werden.

[1] Aus einigen von M. Polanyi u. E. Schmid (l. c.) mitgeteilten Werten scheint auch für Zn-Kristalle ein steilerer Anstieg unterhalb 78° K vorzuliegen. Die in derselben Arbeit für Cd-Kristalle und die Temperaturen 20° K und 78° K angegebenen Schubspannungen fallen in den Streubereich unserer Beobachtungen.

[2] W. Boas u. E. Schmid: Z. Phys. 56, S. 516 (1929).

Festigkeit und Plastizität von Steinsalzkristallen.

Von **E. Schmid** und **O. Vaupel**[1].

Systematische Untersuchungen der Festigkeitseigenschaften von Steinsalzkristallen reichen bis über 60 Jahre zurück[2]. In der letzten Zeit haben derartige Versuche besonders dadurch wieder an Interesse gewonnen, daß sie am Beispiel eines besonders einfachen Vertreters der Ionenkristalle gezeigt haben, daß die experimentell gefundene Festigkeit auch nicht annähernd mit der nach der Bornschen Gittertheorie (von Zwicky) berechneten übereinstimmt. Eine Lösung dieses Widerspruches schien

[1] Original: Z. Phys. 56, S. 308 (1929).

[2] L. Sohncke: Pogg. Ann. 137, S. 177 (1869); A. Sella u. W. Voigt: Ann. Physik 48, S. 636 (1893).

Digitized by Google

eine Entdeckung zu bieten, die von Joffé[1] an unter Wasser zerrissenem Steinsalz gemacht wurde. Es zeigte sich nämlich, daß bei dieser Versuchsausführung Festigkeitswerte erreicht werden, die sich dem hohen theoretischen Wert sehr annähern (Joffé-Effekt) und den Schluß nahelegen, daß die unter gewöhnlichen Verhältnissen beobachtete niedrige Festigkeit durch oberflächliche Fehlstellen (Risse), die durch die Wirkung des Wassers beseitigt werden, bedingt ist. Diese ursprünglich von A. Joffé gegebene Erklärung hat jedoch keine allseitige Zustimmung gefunden. Insbesondere sieht M. Polanyi[2] auf Grund von Versuchen als Ursache des Joffé-Effektes eine „Reißverfestigung" zufolge erhöhter Plastizität der Kristalle unter Wasser an. Ein experimenteller Beitrag zur Bewertung dieser beiden Deutungen der Verfestigung von Steinsalz unter Wasser schien uns auf Grund der Untersuchung der Orientierungsabhängigkeit dieser Verfestigung möglich. Über die diesbezüglichen Versuche und die experimentelle Bearbeitung einiger weiterer sich dabei ergebender Fragen, die die Plastizität und Festigkeit der Kristalle betreffen, wird im nachfolgenden berichtet.

I. Orientierungsabhängigkeit der Zerreißfestigkeit.

Untersuchungen über die Orientierungsabhängigkeit der Zerreißfestigkeit von Steinsalzkristallen sind wiederholt durchgeführt worden[3]. Die ursprüngliche Sohnckesche Ansicht, daß das Zerreißen an die Erreichung einer bestimmten Normalspannung senkrecht zur Würfelfläche (die bei allen Orientierungen als Reißfläche auftritt) gebunden ist, war von W. Voigt wegen des von ihm gemeinsam mit A. Sella beobachteten Einflusses der kristallographischen Natur der Seitenflächen der Zerreißstäbchen abgelehnt worden[4].

Unsere eigenen Versuche über diese Frage wurden an kreiszylindrisch abgedrehten Stäbchen (3,5 mm Durchm.) ausgeführt, die in Richtung von Würfelkante, Flächendiagonale, Raumdiagonale und einer [112]-Richtung aus einem größeren Kristallstück (F) entnommen waren. Die Belastung der genau zentrisch in Fassungen gekitteten Stäbchen erfolgte durch vorsichtiges Zufließenlassen von Schrot. Die erhaltenen Festigkeitswerte sind in Tabelle 1 zusammengestellt, die zum Vergleich auch Streubereich und Mittelwert der Sohnckeschen Messungen enthält. Trifft die Sohnckesche Annahme zu, so ist die Festigkeit (Z) eines beliebig orientierten Steinsalzkristalles durch den Ausdruck $Z = \frac{N}{\sin^2\chi}$ gegeben, worin N die (konstante) Normalfestigkeit einer

Tabelle 1. Zerreißfestigkeit von Steinsalzkristallen in verschiedenen Richtungen[1].

	Z in g/mm² parallel			
	[100]	[110]	[111]	[112]
	445	871	1335	840
	378	1020	1416	888
	393	915	1515	777
	360	857	~1450	1092
	456	—	—	—
	377	—	—	—
	403	—	—	—
	444	—	—	—
	410	—	—	—
Mittelwerte	407	916	1429	899
Sohnckes Vers.	508—652	888—1400	1056—1573	—
Mittelwerte	585	1164	1255	—

Würfelfläche, χ der Winkel zwischen Längs-(Zug-)Richtung und querstliegender Würfelfläche ist. Aus dieser Beziehung folgt, daß sich die Zerreißfestigkeiten in Richtung einer Würfelkante, Flächendiagonale und Raumdiagonale wie 1:2:3 verhalten sollten. In der Tat ergeben unsere Versuche ein Verhältnis 1:2,24:3,32, wenn man die Höchstwerte, 1:2,22:3,51, wenn man die Mittelwerte der Zerreißfestigkeiten zugrunde legt. Bei der großen Streuung, die den Messungen der Festigkeit von Steinsalzkristallen anhaftet, kann diese Übereinstimmung als befriedigend angesehen werden[2]. Auffälligerweise fügen sich die für die [112]-Richtung erhaltenen Festigkeitswerte nicht ein. Während auf Grund des Normalspannungsgesetzes in dieser Richtung die Festigkeit das 1,5fache der in der Würfelkante herrschenden sein sollte, beobachteten wir durchweg etwa den doppelten Wert. Eine Erklärung für diese Unstimmigkeit können wir nicht geben. Trotz dieses Befundes glauben wir, daß die Orientierungsabhängigkeit der Festigkeit von Steinsalzkristallen im wesentlichen — im Sinne Sohnckes — durch das Normalspannungsgesetz geregelt ist[3]. Ein dementsprechend gebautes Modell, das anschaulich die Änderung der Festigkeit mit der Orientierung darstellt, ist in Abb. 1 wiedergegeben; Abb. 2 stellt seine Schnitte mit einer Würfel- und Dodekaederfläche dar[4].

II. Die Translation.

Die plastische Dehnung von Steinsalzkristallen geht durch Translation nach den Dodekaederflächen in Rich-

[1] A. Joffé, M. W. Kirpitschewa u. M. A. Lewitzky: Z. Phys. 22, S. 286 (1924).

[2] W. Ewald u. M. Polanyi: ebenda 28, S. 29 (1924); M. Polanyi: Naturwissensch. 16, S. 1043 (1928).

[3] Siehe Anm. 2, S. 130.

[4] Daß auch die Versuche von W. Voigt und A. Sella dem Bestehen einer Grenznormalspannung nicht widersprechen, ist bereits früher gezeigt worden. (E. Schmid: Proc. int. Congr. appl. Mech. Delft 1924, S. 342). Die Tatsache, daß die Natur der Seitenflächen von Einfluß auf die Größe dieser Normalspannung ist, möchten wir auf Verfestigung durch die mechanische Bearbeitung bei der Herstellung der Stäbchen zurückführen [vgl. auch M. Polanyi: Z. Elektrochem. 28, S. 16 (1921)].

[1] Die Tabelle enthält nur die Ergebnisse von Versuchen, bei denen das Zerreißen einwandfrei außerhalb der Fassungen und Kittstellen erfolgte.

[2] Die bei Sohncke erheblich zu niedrig liegenden Festigkeitswerte in der (111)-Richtung sind möglicherweise außer auf die von ihm selbst erörterten Fehlerquellen auch auf Verschiedenheit des Ausgangsmaterials zurückzuführen.

[3] Insbesondere zeigt die elastizitätstheoretische Berechnung (vgl. hierzu eine demnächst erscheinende Arbeit von W. Boas und dem einen von uns), daß die Annahme einer kritischen Dilatation senkrecht zur Reißfläche die Versuchsergebnisse erheblich schlechter beschreibt. Die Zerreißfestigkeiten parallel [100], [112], [110] und [111] würden sich hiernach wie 1 : 1,69 : 2,57 : 5,30 verhalten.

[4] Dieser Festigkeitskörper stellt für alle kubischen Kristalle, die nach (100) unter Gültigkeit des Normalspannungsgesetzes zerreißen, die Orientierungsabhängigkeit der Festigkeit dar.

Digitized by Google

tung der Würfelflächendiagonalen vor sich. Bei erhöhter Temperatur (über 100° C) kommt nach G. Tammann und W. Salge die Oktaederfläche als neue Translationsfläche hinzu[1].

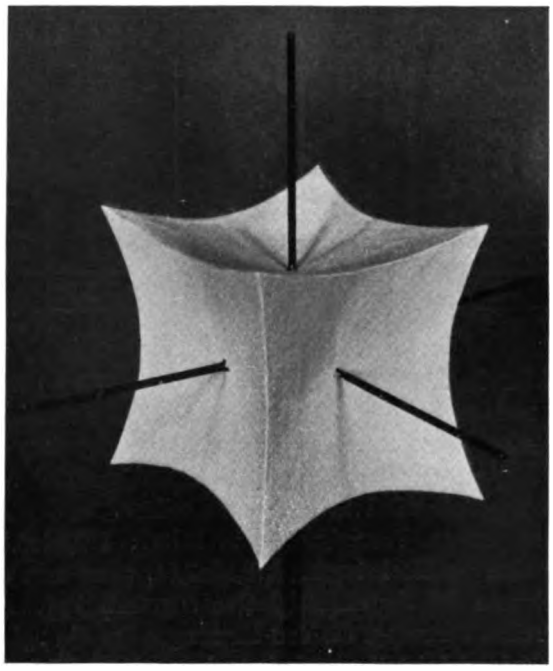


Abb. 1. Festigkeitskörper von Steinsalzkristallen.

Beim trockenen Zerreißversuch bei gewöhnlicher Temperatur tritt im allgemeinen die Plastizität jedoch gar nicht in Erscheinung: der Kristall zerreißt nach einer Würfelfläche, ohne die Elastizitätsgrenze erreicht zu haben. Bei hochgetemperten Kristallen dagegen konnte schon von W. Obreimow und L. W. Schubnikoff auch bei gewöhnlicher Temperatur im Zugversuch deutliche Translation nach (110) beobachtet werden[2]. Die ersten Abgleitungen traten bei Spannungen von 70 bis 80 g/mm² auf. Über die Orientierungsabhängigkeit dieser zu plastischer Verformung führenden Spannung wissen wir heute noch wenig[3]. Insbesondere wissen wir nicht mit Sicherheit, ob es ausschließlich auf die Erreichung einer kritischen Schubspannung im Translationssystem ankommt (in Übereinstimmung mit dem an der Streckgrenze von Metallkristallen herrschenden Schubspannungsgesetz), oder ob auch der Normalkomponente auf die Translationsfläche ein Einfluß zukommt[4]. Für den

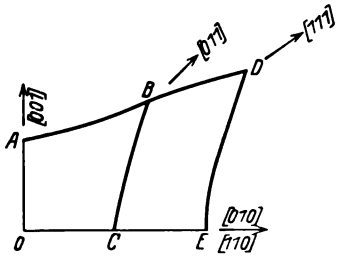


Abb. 2. Schnitte des Festigkeitskörpers.
OABCO Schnitt mit (100).
OADEO Schnitt mit (110).

Fall der Gültigkeit des einfachen Schubspannungsgesetzes ist in Abb. 3 durch den Schnitt eines „Fließgefahrkörpers" mit Würfel- und Dodekaederfläche die Orientierungsabhängigkeit der die Translation einleitenden Spannung dargestellt. Hierzu ist zunächst zu bemerken, daß

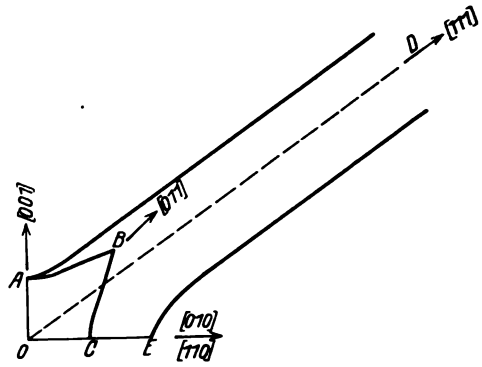


Abb. 3. Schnitte des Fließgefahrkörpers kubischer Kristalle mit $T=(101)$, $t=[101]$. (Steinsalz.)
OABCO Schnitt mit (100). *OADEO* Schnitt mit (110).

bei Wirksamkeit der Dodekaedertranslation ($T=(101)$, $t=[101]$) stets in mindestens zwei Systemen die gleiche Schubkomponente wirkt, keine Orientierung also zu einfacher Translation führt[1]. Weiterhin ergibt sich, daß eine Zugkraft in Richtung einer Raumdiagonalen in

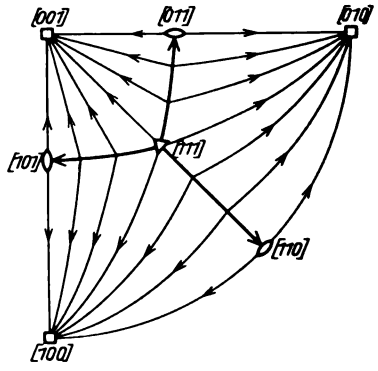


Abb. 4. Schema der Gitterdrehung bei der Translation kubischer Kristalle nach $T=(101)$, $t=[101]$.
□ Stabile Endlage, ⊃ labile Lage (Dehnung nach vier Translationssystemen), △ undehnbare Lage.

keinem Dodekaedertranslationssystem eine von Null verschiedene Schubkomponente erzeugt. Ein in der [111]-Richtung belasteter Kristall kann somit keinerlei plastische Dehnung durch Translation nach (101) geben[2]. Bei

[1] G. Tammann u. W. Salge: Neues Jahrb. f. Min. (Beil.-Bd.) 57, S. 117 (1927).

[2] W. Obreimow u. L. W. Schubnikoff: Z. Phys. **41**, S. 907 (1927).

[3] Vgl. hierzu A. Joffé, M. W. Kirpitschewa u. M. A. Lewitzky: l. c.

[4] Vgl. hierzu G. Tammann u. W. Salge, l. c.

[1] Die Ursache davon ist, daß eine Translationsrichtung (t) gleichzeitig die Normale einer Translationsfläche (T) ist und daher in dem zur Berechnung der Schubkomponente dienenden Produkt $\cos\lambda\cos\varrho$ (λ bzw. ϱ Winkel zwischen Zugrichtung und t bzw. Lot auf T) λ und ϱ ihre Bedeutung vertauschen können.

[2] Ein Schema der Gitterdrehung im Verlauf der Translation nach $T=(101)$ und $t=[101]$ ist in Abb. 4 gegeben. Als stabile Endlagen erweisen sich die Würfelkanten. Ein Vergleich dieses Ergebnisses mit der Erfahrung kann heute noch nicht durchgeführt werden. Die Endlage weitgehend gedehnter Kristalle ist noch unbekannt und auch über die Zugtextur vielkristallinen Materials liegen bisher keinerlei Angaben vor. Deutlich faserstruiertes natürliches Salz, das wir der Freundlichkeit der Herren Geh.-Rat Dr.-Ing. E. Seidl und Bergrat Dr. W. Fulda verdanken, zeigte im Röntgenbild keinerlei

Digitized by Google

Oktaedertranslation hingegen sind keine „undehnbaren" Orientierungen vorhanden. Die auf Grund des Schubspannungsgesetzes geltenden Verhältnisse sind bereits ausführlich diskutiert[1].

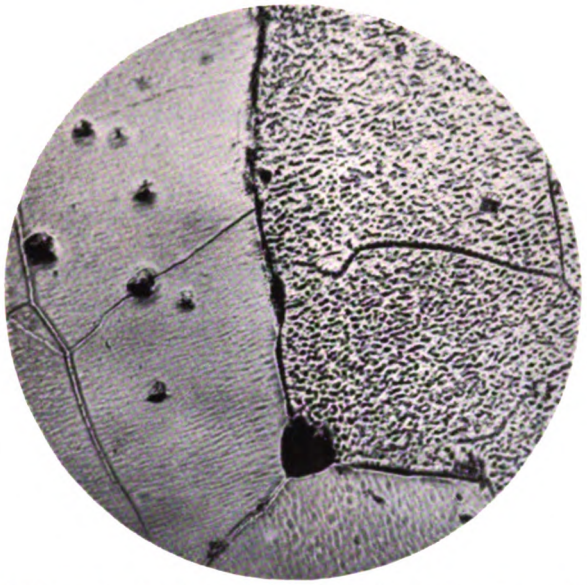


Abb. 5. Geätzter Schliff faserstruierten natürlichen Steinsalzes. $v = 330$. Reste alter Korngrenzen in einheitlich reflektierenden Kristallen.

III. Bedeutung von Glühen für Plastizität und Festigkeit.

W. Obreimow und L. W. Schubnikoff haben die große Bedeutung von Temperung für die Plastizität von Steinsalzkristallen beschrieben[2]. Erst nach dreitägiger Glühung bei etwa 650° C ergaben sich definierte Spannungswerte (70—80 g/mm²) am Beginn der optisch nachgewiesenen Translation. Die Bruchfestigkeit im Biegungsversuch zeigt nach den Versuchen von M. Polanyi und G. Sachs nach bereits einstündiger Temperung eine Abnahme um über 50%[3].

Unsere eigenen Versuche, in denen die plastische Dehnung der Kristalle durch direkte mikroskopische Messung verfolgt wurde, stellen eine volle Bestätigung dieser Befunde dar. Die von uns benutzte Versuchsanordnung ist in Abb. 6 skizziert. Der Kristall *K* ist zentrisch in die Fassungen *Fo* und *Fu* eingekittet. *Fo* ruht mit einer Stahlspitze *Sp* auf einem an dem festgelagerten Stabe *St* befestigten Bügel B_1. Auf die untere Fassung *Fu* ist ein Messinggefäß *M* mit Glaszylinder *G* aufgeschraubt, das bei den Bewässerungsversuchen zur Aufnahme des Wassers dient. Die Belastung erfolgt mittels eines Schwimmkörpers *Sk* und Hebelübertragung. Zur Bestimmung der Dehnung war vor der unteren Fassung ein Meßmikroskop fest montiert, mit dem eine am Messinggefäß angebrachte Marke anvisiert wurde[4].

Die zur Untersuchung der Temperwirkung benutzten Stäbchen waren alle aus demselben Kristallblock (*C*) hergestellt. Ein Teil von ihnen wurde der Glühbehandlung wie bei W. Obreimow und L. W. Schubnikoff (3 Tage bei etwa 600° C) unterworfen. Mikroskopische Prüfung nach der Glühung ließ keinerlei Schädigung der Kristalle erkennen. Die Oberfläche wies einen schönen seidigen Glanz auf; die Zähligkeit der Stäbchenachse war durch auftretende Intensitätsmaxima bei paralleler Beleuchtung scharf erkennbar. Der Durchmesser der Kristallstäbchen zeigte nach der Glühung eine in der Regel etwa 1% betragende Abnahme.

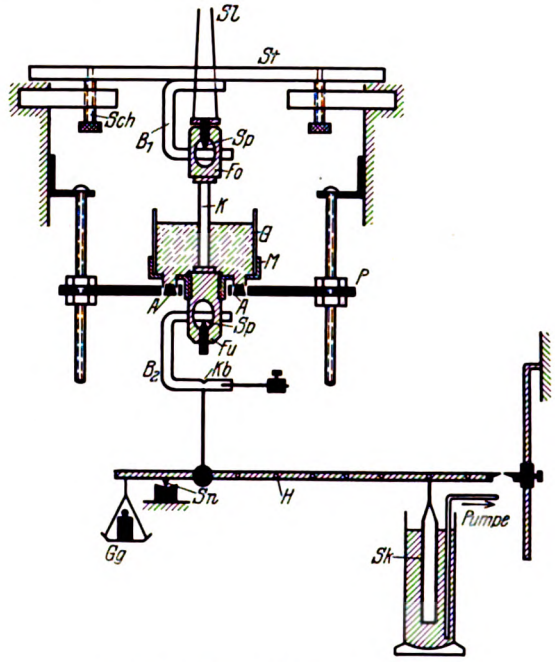


Abb. 6. Schema der Versuchsanordnung.

In Abb. 7 sind die mit ungeglühten und geglühten Stäbchen (parallel [100]) aufgenommenen Dehnungskurven wiedergegeben. Bei den getemperten Stäbchen beobachteten wir Dehnungen bis zu 2%; die Dehnungskurven der ungetemperten Kristalle fallen mit der Spannungsachse zusammen[1]. An den gedehnten getemperten Stäben konnten deutlich zuweilen mehrere Scharen von

Tabelle 2. Einfluß von Temperung auf Festigkeit und Plastizität von Steinsalzkristallen.

Nicht getempert		Getempert 3 Tage, 600° C		
Zerreißfestigkeit g/mm²	Dehnung %	Beginn plastischer Dehnung g/mm²	Zerreißfestigkeit g/mm²	Dehnung %
445	(0,94)	70—80	194	2,07
420	—0,05	~ 100	205	0,95
420	(0,26)	~ 120	228	1,37
378	0,09	—	191	0,05
439	0,08	~ 70	190	0,92
439	—0,13	—	185	1,09
423 Mittelwert			**199** Mittelwert	

[1] Zwei herausfallende Kurven, in denen scheinbar Dehnung auftrat (0,94 und 0,26%), sind ersichtlich durch Versuchsfehler gefälscht.

Anhalt für eine geregelte Textur. Das mikroskopische Bild (Abb. 5) ergibt, daß es sich hier um bereits rekristallisiertes Material handelt.

[1] Vgl. z. B. E. Schmid: Z. Metallkunde 19, S. 154 (1927).

[2] W. Obreimow u. L. W. Schubikoff: l. c.

[3] M. Polanyi u. G. Sachs: Z. Phys. 33, S. 692 (1925).

[4] Ersatz des Kristalls durch einen (bei den benutzten Belastungen praktisch undehnbaren) Metallstab lieferte die zur Korrektur der Dehnung erforderliche Kenntnis der Durchbiegung der Apparatur als Funktion der Last.

Digitized by Google

Translationsstreifen (parallel Dodekaederebenen) beobachtet werden. Die Zerreißfestigkeit der Kristalle ist durch die Temperung — trotz der dem Zerreißen nun vorangehenden Translation — auf die Hälfte gesunken. Zum Unterschied von den nicht getemperten Kristallen waren an den Reißstücken mehrfach (tiefe) Anrisse nach der Würfelfläche zu beobachten. Tabelle 2 gibt die Ergebnisse der Zerreißversuche auch zahlenmäßig wieder.

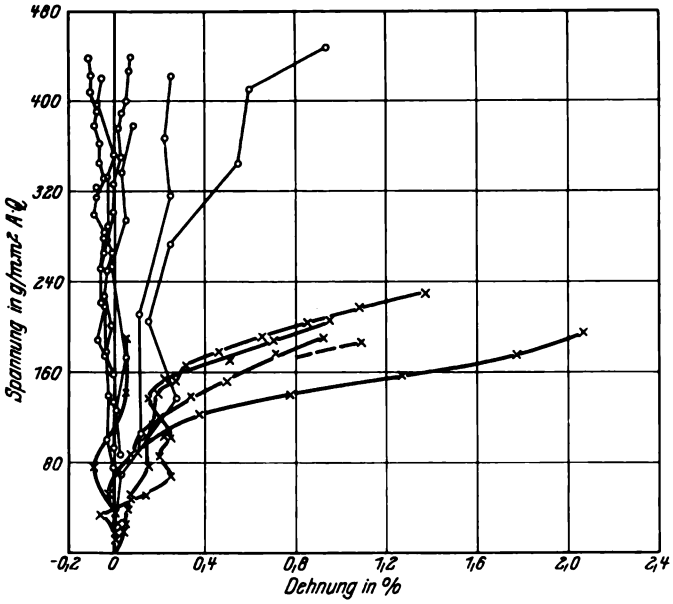


Abb. 7. Dehnungskurven von Steinsalzkristallen.
o Nicht getempert. × drei Tage bei etwa 600° C getempert.

Über die Untersuchung der Festigkeit getemperter Kristalle unter Wasser vgl. den folgenden Abschnitt.

IV. Der Joffé-Effekt und seine Deutung.

Eine Prüfung der Deutung des Joffé-Effekts als Reißverfestigung schien uns durch Untersuchung von parallel der Raumdiagonalen geschnittenen Stäbchen gegeben. Bei dieser Orientierung ist (vgl. Kapitel II) eine Dodekaedertranslation ausgeschlossen, und eine beim Zerreißversuch unter Wasser evtl. auftretende Verfestigung könnte (falls nicht auch bei Zimmertemperatur Oktaedertranslationen eintreten) nicht im Sinne einer Reißverfestigung gedeutet werden. Eine weitere Prüfung der Polanyischen Hypothese bestünde in der Vergrößerung des Ausmaßes der dem Bruche vorangehenden Deformation, die nach Temperung der Kristalle, Erhöhung der Temperatur und Konzentration des Lösungsmittels erwartet werden kann.

A. Versuche. Die Versuche sind mit der in Abb. 6 dargestellten Anordnung ausgeführt worden. Bei Ablösung unter Spannung wurden die Kristalle mittels einer in die Kerbe *Kb* gehängten Waagschale mit einem bestimmten Gewicht (das eine bestimmte Ausgangsspannung definiert) belastet und sodann der Glaszylinder *G* bis über die Mitte der Kristallstäbchen mit destilliertem Wasser (bzw. Lösung bestimmter Konzentration) gefüllt. Nach erfolgtem Reißen wurde das Wasser sofort bei den Stutzen *A* abgelassen und der Kristall mit Alkohol und Äther getrocknet. Bei den Versuchen in heißem Wasser waren die Kristalle nicht in die Fassungen gekittet, sondern lagen mit angedrehten Köpfen in entsprechenden in die Fassungen eingeschraubten Einsätzen auf. Die Temperatur des Wassers wurde mittels einer den Kristall umgebenden Heizspirale auf 85° C ± 2° C gehalten. Die Zerreißversuche vorher spannungsfrei abgelöster Kristalle, bei denen wir in Ergänzung der Versuche von W. Ewald und M. Polanyi[1] die Ablösung in sehr weiten Grenzen veränderten, wurden so ausgeführt, daß der Kristall mit den Fassungen zunächst auf der Platte *P* ruhte, wobei der Druck der oberen Fassung durch ein Gegengewicht beseitigt war. (Die Schnüre *Sl* führten zu der einen Seite einer entsprechend

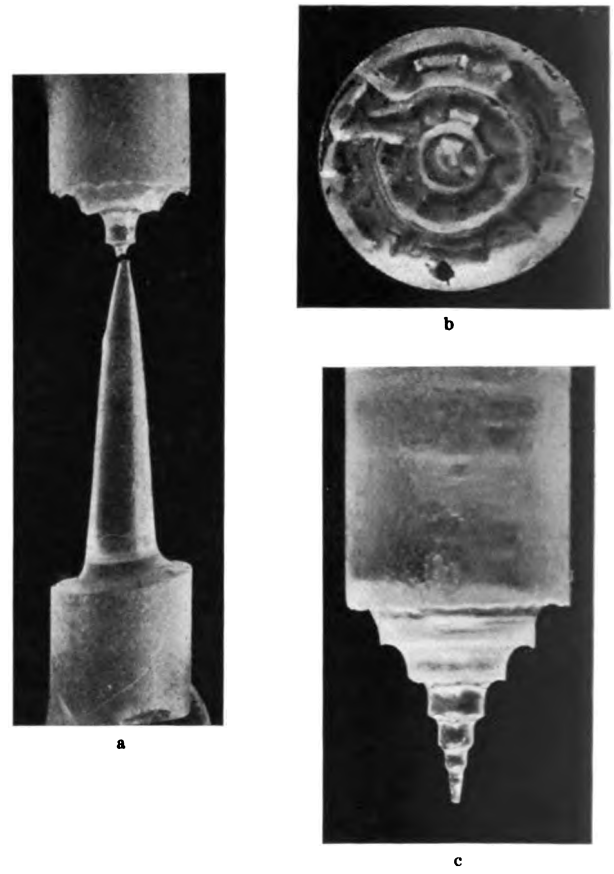


Abb. 8. Ablösung zylindrischer Steinsalzkristalle.
a) Gesamtbild eines unter Wasser zerrissenen Stäbchens $V = 3{,}6$,
b) Aufsicht des oberen Teiles desselben $V = 7$,
c) oberer Teil eines in heißem Wasser abgelösten Kristalls $V = 6$.

ausbalancierten Waage.) Nach der Ablösung wurde das Wasser zur Vermeidung von Erschütterungen abgesaugt und der Kristall sorgfältig getrocknet (Alkohol, Äther, mäßig warmer Luftstrom). Durch gleichzeitige Betätigung der Schrauben *Sch* wurde sodann der Bügel B_1 langsam gehoben, bis nach Auflage der Stahlspitze *Sp* auf der oberen Fassung die untere von der Platte abgehoben war. Die Belastung erfolgte sodann in der Regel mit Hilfe der Hebelanordnung.

Die Form der abgelösten Kristalle ist aus Abb. 8 ersichtlich. Der untere Teil der Stäbchen ist zufolge des Absinkens gesättigter Lösung entlang dem Kristall konisch, der obere Teil zeigt charakteristische Absätze, die ihr Entstehen ruckartigem Absinken des an dem Stabe hochgestiegenen Lösungsmittels verdanken. Die Aus-

[1] W. Ewald u. M. Polanyi: l. c.

Digitized by Google

bildung dieser Absätze erfolgt unabhängig von der Orientierung der Stäbchen[1]. Auch bei erhöhter Temperatur und Konzentration des Lösungsmittels bleibt diese Art der Ablösung erhalten.

Die Geschwindigkeit der Auflösung des Steinsalzes in destilliertem Wasser ergibt sich aus Abb. 9, welche die nach verschiedenen Lösungszeiten ermittelten engsten Querschnitte für Stäbchen (verschiedener Orientierung) von 5 und 3 mm Ausgangsdurchmesser als Funktion der Zeit darstellt. Die glatten Kurven sind unter der Annahme einer konstanten Abnahmegeschwindigkeit des Radius von 0,20 mm/min (für etwa 20° C) berechnet. Sie gleichen die beobachteten Werte sehr gut aus.

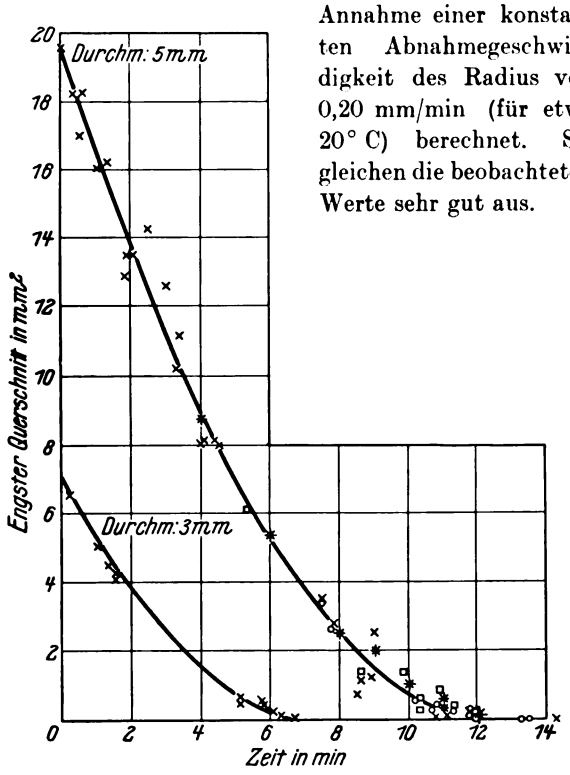


Abb. 9. Lösung zylindrischer Steinsalzkristalle in Wasser von Zimmertemperatur.

× Stäbe ‖ [100] } belastet abgelöst.
□ „ ‖ [110] }
○ „ [111] }
✱ „ ‖ [100] unbelastet abgelöst.

Die glatten Kurven sind mit $\frac{dr}{dt}$ = const – 0,20 mm/min berechnet.

1. Orientierungsabhängigkeit des Joffé-Effekts. Die Ergebnisse unserer Versuche über die Abhängigkeit des Joffé-Effekts von der kristallographischen Orientierung der Stabachse sind in Abb. 10 wiedergegeben. Es sind hier die auf den Zerreißquerschnitt des abgelösten Kristalls bezogenen Festigkeiten als Funktion der Ausgangsspannung aufgetragen. Die einzelnen Zahlenwerte sind in Tabelle 3 zusammengestellt. Als wesentlichster Punkt ergibt sich zunächst, daß auch die parallel der Raumdiagonale orientierten Kristallstäbchen einen erheblichen Anstieg der Festigkeit aufweisen. Das Ausmaß der erzielten Verfestigung ist, wie der Vergleich mit den Trockenfestigkeiten ergibt, bei den drei untersuchten Orientierungen das gleiche und beträgt etwa das Zehnfache. Der Einfluß der Stärke der Ablösung kommt in dieser Darstellung nur schwach zum Ausdruck (vgl. hierüber Abschnitt B).

Bei den Stäbchen parallel der Würfelkante zeigt sich die auffällige Erscheinung, daß bis zu einer scharf definierten Ausgangsspannung (von 216 g/mm²) herab eine Verfestigung nicht in Erscheinung tritt: der Kristall zerreißt in diesen Fällen nicht an der engsten Stelle, sondern im trocken gebliebenen Teile, etwa 0,1—0,5 mm

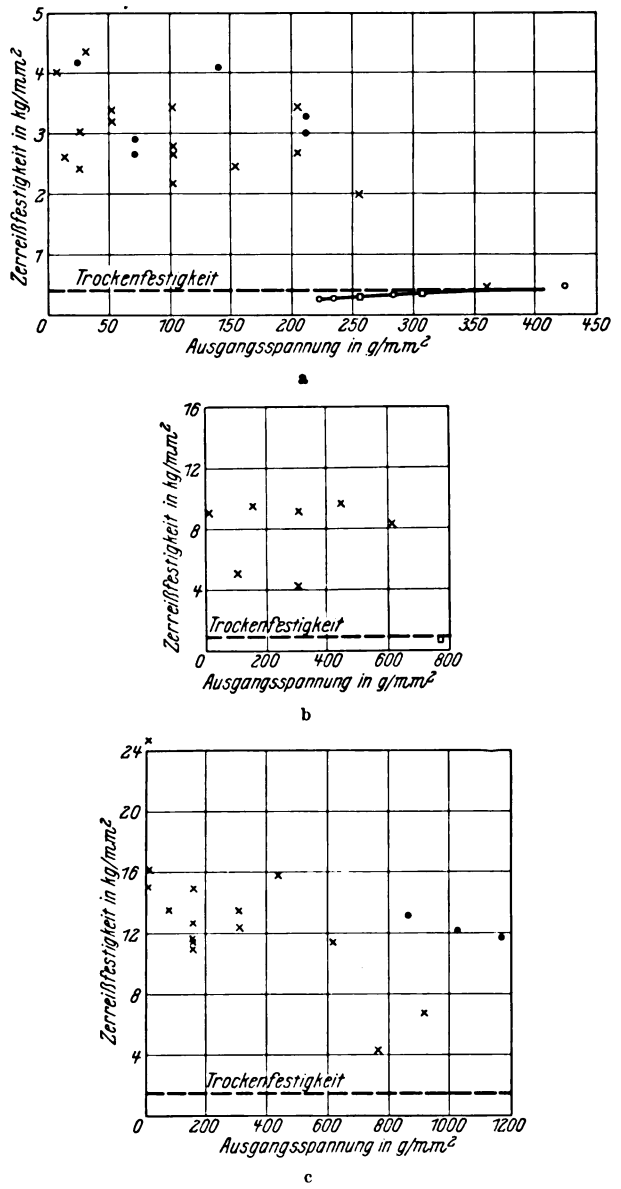


Abb. 10. Verfestigung belastet abgelöster Steinsalzkristalle.

a) Stabachse ‖ [100],
b) „ [110],
c) „ [111],
× Ausgangsdurchmesser 5 mm
● „ 3 mm

über der Benetzungsgrenze. Die Zerreißfestigkeiten sind demgemäß mit der ursprünglich aufgebrachten Spannung identisch. Über die Festigkeit der abgelösten Teile sagen diese Versuche somit nichts aus. Die Ursache für dieses Versagen bei Spannungen, die bis zu 50% unterhalb der normalen Trockenfestigkeit liegen, kann vielleicht darin erblickt werden, daß zufolge der Form der Ablösung (Abb. 8) ein Eindringen des Wassers nach oben in den unbenetzten Teil des Kristalls möglich ist und

[1] Mit abnehmendem Durchmesser der Stäbchen sinkt die Höhe einer benetzenden Flüssigkeitssäule. Das hier beobachtete unstetige Absinken im Verlauf der Ablösung deutet auf Überschreitungserscheinungen hin.

Digitized by Google

Tabelle 3. Orientierungsabhängigkeit des Joffé-Effekts. Stabachse ‖ [100].

Material	Ausgangsspann. g/mm²	Ablösezeit Minuten	Engster Querschnitt mm²	Festigkeit der engsten Stelle g/mm²	Verfestigung	Dehnung %
a) Ausgangsdurchmesser 5 mm.						
Y	358	0,6	18,3	383	0,9[1]	
		1,3	16,2	> 430[2]	> 1,0	
Y	306	4,4	8,12	> 740	> 1,8	
Z		1,0	16,0	> 375	> 0,9	
		0,5	17,0	> 353	> 0,9	
Y	255	9,0	2,52	1980	4,7	
		~ 7,5	5,72	> 875	> 2,3	
B		2,5	14,25	> 351	> 0,9	
		1,8	12,9	> 388	> 1,0	
		0,5	17,0	> 294	> 0,7	
Z		0,3	18,2	> 275	> 0,7	
		3,4	11,2	> 446	> 1,1	
		—	12,3	> 406	> 1,0	
F		1,4	15,3	> 327	> 0,8	
Z	229	4,1	8,17	> 550	> 1,4	
F		1,9	13,5	> 340	> 0,8	
		1,8	13,9	> 324	> 0,8	0,8
Z	216	4,5	8,04	> 506	> 1,2	
		2,8	11,4	> 373	> 0,9	0,6
F		2,8	11,2	> 380	> 0,9	1,2
		3,2	10,0	> 425	> 1,0	1,5
Z	204	8,6	1,16	3435	8,4	
Y		9,0	1,51	2650	6,5	
B	153	8,9	1,22	2450	6,0	
O	102	9,6	0,92	2180	5,4	10
		10,6	0,58	3430	8,4	11
Y		8,5	0,75	2670	6,6	
Z		~ 11,3	0,72	2770	6,8	
B	51	11,3	0,31	3180	7,8	
O		10,2	0,30	3390	8,3	5
O	31	11,7	0,14	4350	10,7	4
B	26	11,8	0,21	2420	6,0	
		11,1	0,17	3010	7,4	
B	13	10,8	0,097	2610	6,4	
Z	9	14,2	0,045	4020	9,9	
b) Ausgangsdurchmesser 3 mm.						
M	424	0,2	6,51	> 461	> 1,1	
	283	~ 1,0	5,03	> 400	> 1,0	
	255	1,5	4,25	> 424	> 1,0	
	233	1,5	4,10	> 403	> 1,0	
	222	1,3	4,46	> 354	> 0,9	
M	212	5,8	0,46	3250	8,0	
K		5,8	0,51	2970	7,3	8
M	141	6,1	0,25	4050	10,0	
M	71	6,3	0,17	2920	7,2	
K		5,5	0,19	2660	6,5	3
M	27	6,7	0,046	4160	10,2	
Stabachse ‖ [101]. Ausgangsdurchmesser 5 mm.						
Z	Trocken zerrissen			851		
				854		
				655		
				660		
Z	764	5,3	6,15	> 2440	> 2,9[3]	
Y	612	8,6	1,44	8350	9,8	
Z	445	10,9	0,93	9630	11,3	
Y	306	9,8	1,41	4250	5,0	
		10,3	0,65	9180	10,7	
Z	153	10,3	0,32	9450	11,1	
Y	102	11,3	0,40	5000	5,9	
Z	9	11,9	0,02	8950	10,5	

[1] Die in dieser Spalte angegebenen Verfestigungen sind auf Grund einer Trockenfestigkeit von 407 g/mm² berechnet.

[2] In den mit einem >-Zeichen versehenen Fällen trat das Zerreißen im trocken gebliebenen Teile des Kristalls ein.

[3] Als Trockenfestigkeit wurde 850 g/mm² angenommen.

Stabachse ‖ [111]. Ausgangsdurchmesser 5 mm.

Material	Ausgangsspann. g/mm²	Ablösezeit Minuten	Engster Querschnitt mm²	Festigkeit der engsten Stelle g/mm²	Verfestigung	Dehnung %
D	Trocken zerrissen			1500		
				1660		
				1450		
				1432		
E				1300		
Z				1269		
Z	1170	5,0[1]	0,77	11680	8,2[2]	
E	1025	5,1[1]	0,66	12150	8,5	
D	918	7,8	2,65	6800	4,6	
Z	864	5,1[1]	~ 0,51	13120	9,2	
D	765	7,5	3,38	4440	2,9	
	612	9,9	1,05	11400	8,0	
Z	438	10,2	0,57	15800	10,6	
D	306	10,8	0,44	13500	9,5	
F		10,8	0,48	12360	8,7	1
D	153	11,8	0,26	11500	8,1	
E		10,7	0,27	10950	7,7	
Z		11,9	0,20	14900	10,4	
		11,3	0,24	12650	8,9	
F		13,3	0,26	11600	8,1	~ 1
D	77	11,8	0,113	13500	9,5	
F	10	~ 12	0,012	16100	11,3	
D	9	13,3	0,012	15000	10,5	
Z		13,5	0,0074	24700	16,5	

der Grenzschicht zwischen wasserhaltigem und trockenem Kristall diese niedrigen Festigkeiten zukommen. Das Zurücktreten dieser Erscheinung bei den parallel [101] und [111] orientierten Stäbchen dürfte im Sinne dieser Auffassung darauf zurückzuführen sein, daß in diesen Fällen keine Spaltfläche parallel der Grenzzone liegt.

2. Bedeutung der Plastizität für die Verfestigung. Für die Auffassung des Joffé-Effekts als „Reißverfestigung" ist eine dem Zerreißen unter Wasser vorangehende plastische Dehnung der Kristalle Voraussetzung. Eine solche wurde auch von A. Smekal durch Verfärbungsversuche mit Röntgenstrahlen wahrscheinlich gemacht[3]. Die von uns benutzte mikroskopische Beobachtung gestattete eine unmittelbare Messung während des Versuchs. Abb. 11 zeigt die an Stäbchen parallel [100] und [111] erhaltenen Dehnungen als Funktion der Ablösungszeit. Die Berechnung geschah unter Zugrundelegung der benetzten Länge des Kristalls (vgl. Abb. 8) als Ausgangslänge[4]. Die an den Stäben parallel der Raumdiagonale beobachteten Dehnungen liegen erheblich unter den an Würfelstäbchen gefundenen. Der Nachweis einer Oktaedertranslation bei den [111]-Stäbchen ist uns nicht gelungen[5].

[1] Durchmesser der Stäbchen 3 mm.

[2] Als Trockenfestigkeit ist 1429 g/mm² verwendet.

[3] A. Smekal: Naturwissensch. 16, S. 743 (1928).

[4] Auch bei den Versuchen mit hohen Ausgangsspannungen, in denen die Kristalle im trockenen Teile zerrissen, wurden Dehnungen bis 1,5% festgestellt.

[5] Aus den wirkenden Ausgangsspannungen und den Zeiten des Beginns der Dehnung kann mit Hilfe der Abb. 9, die den Querschnitt als Funktion der Zeit angibt, die Streckgrenze bestimmt werden. Für die Würfelstäbchen (5 mm Durchmesser) der Abb. 11 ergeben sich so Streckgrenzen von 218, 225, 225, 195 und 226 g/mm². Die Abnahme der Streckgrenze durch die Wirkung des Wassers (im trockenen Zustand liegt sie über der Zerreißfestigkeit, d. h. über 400 g/mm²) geht aus

Digitized by Google

Der Einfluß von plastizitätsfördernden Versuchsbedingungen auf die Festigkeit im Joffé-Versuch ist in Tabelle 4 dargestellt. Versuchen in zu 80% gesättigter NaCl-Lösung (weitgehende Herabsetzung der Dehnungsgeschwindigkeit durch Verlängerung der Versuchsdauer),

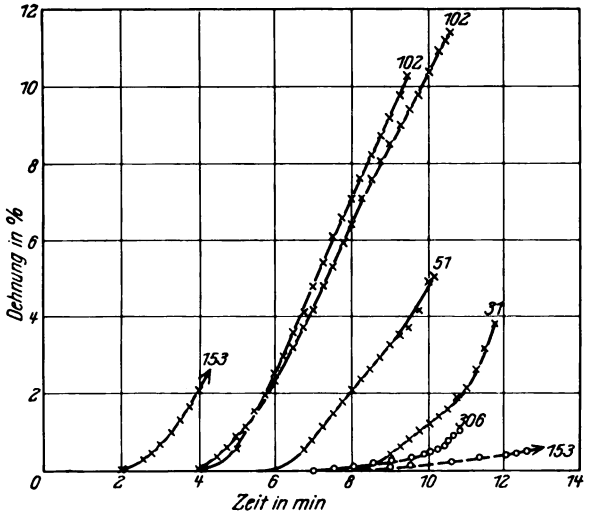


Abb. 11. Dehnung von Steinsalzkristallen im Joffé-Versuch. ● ∥ [100], ○ ∥ [111]. Ausgangsspannung in g/mm² jeweils angeschrieben.

in heißem Wasser (85° C) und mit vorher getemperten Stäben (vgl. Kapitel III) sind zum Vergleich die Ergebnisse von normalen Jofféversuchen bei Zimmertemperatur gegenübergestellt. Hierzu sind aus Tabelle 3 jene Versuche ausgewählt, deren Ausgangsspannung den unter den veränderten Bedingungen ausgeführten Versuchen entspricht. Man erkennt, daß eine Steigerung der Festigkeit nur in geringem Ausmaß vorhanden ist; lediglich bei den in heißem Wasser abgelösten Kristallen

Tabelle 4. Joffé-Effekt bei verschiedenen Versuchsbedingungen.

Ausgangsspannung g/mm²	Zerreißfestigkeit in g/mm²			
	Wasser von Zimmertemperatur	zu 80% gesättigte NaCl-Lösung	Wasser von 85° C	Kristalle getempert
~200	3435	3550	3170	
	2650	4760	4650	
		334		
150	2450	3000		
100	3430		3450	4000
	2180		6720	
	2770			
	2180			
	3420			
	2670			
50	3390	3920	3370	4080
25	4350		> 3850	4600
	2420		7350	
	3010		> 5200	
10	2610	2550	>11280	
	4020	3600	> 1880	

diesen Zahlen deutlich hervor. Es ist jedoch anzumerken, daß die Wasserwirkung nicht wie Temperung bei verschiedenem Ausgangsmaterial zu einer Egalisierung der Streckgrenze führt. An Würfelstäbchen anderer Herkunft (3 mm Durchmesser) fanden wir im Wasser um 600 g/mm² stark streuende Streckgrenzen.

tritt bei kleinen Ausgangsspannungen eine deutlich stärkere Verfestigung auf[1].

Über die Beziehungen zwischen der dem Zerreißen von Steinsalzkristallen (parallel [100]) vorangehenden Dehnung und ihrer Festigkeit gibt Tabelle 5 Auskunft. Sie enthält die Ergebnisse unserer sämtlichen Versuche, in denen Verfestigung und Dehnung gemessen wurden. Ein eindeutiger Zusammenhang zwischen dem Ausmaß der Dehnung und der Verfestigung ist nicht erkennbar. Insbesondere sei hier nochmals auf die Herabsetzung der Festigkeit im Trockenversuch durch Temperung der Kristalle, die erhebliche Dehnung zur Folge hat, hingewiesen[2].

Tabelle 5. Dehnung und Verfestigung von Steinsalzkristallen (∥ [100]).

a) Unter Wasser zerrissen.

Bedingungen	Dehnung %	Verfestigung
Wasser von Zimmertemperatur	11,4	8,4
	10,3	5,4
	7,8	7,3
	5,1	8,3
	3,8	10,3
	3,2	6,5
Zu 80% gesättigte NaCl-Lösung	6,4	8,7
Wasser von 85° C	26,8	> 3,2
	20,6	16,5
	13,9	>12,8
	9,2	8,5
	8,0	7,8
	7,9	8,3
	1,8	>27,6
Wasser von Zimmertemperatur, Kristalle getempert	6,5	8,2
	4,6	10,0
	4,5	11,4

b) Trocken zerrissen.

Bedingungen	Dehnung %	Verfestigung
Gew. Zerreißversuch	(0,9)	1
	(0,3)	
	0,1	
	0,1	
	~0	
	~0	
Kristalle getempert	2,1	~0,5
	1,4	
	1,1	
	1,0	
	0,9	
	~0	
Kristalle unbelastet abgelöst, getrocknet[3]	10,9	6,9
	10,0	5,4
	7,4	10,2
	7,1	6,0
	4,1	7,7
	1,4	1,4

[1] Auch hier erreichten wir jedoch in keinem Falle die von A. Joffé angegebenen hohen Festigkeiten von 160 kg/mm², obwohl die Ablösung in unseren Versuchen mindestens ebensoweit (bis auf Endquerschnitte von 0,008 mm²) getrieben war.

[2] Die Streckgrenzen der heiß abgelösten Kristalle konnten wir aus dem Verlauf der Dehnung-Zeitkurven nicht genügend scharf ermitteln; die der getemperten Kristalle betrug auch unter Wasser etwa 100 g/mm².

[3] Bezüglich der Zerreißversuche an vorher unbelastet abgelösten Kristallen vgl. den folgenden Abschnitt.

Digitized by Google

Tabelle 6. Verfestigung unbelastet abgelöster Steinsalzkristalle.

Orientierung Durchmesser	Querschnitt nach der Ablösung mm²	Festigkeit g/mm²	Verfestigung der engsten Stelle
∥ [100], 5 mm	14,3	204	>0,7
	13,9	236	>0,8
	11,9	690	1,7
	7,50	392	>2,5
	3,53	865	2,1
	3,08	2200	5,4
	2,13	1420	3,5
	1,58	1500	3,7
	1,52	2820	6,9
	1,04	2460	6,0
	0,80	1910	4,7
	0,52	3150	7,7
	0,31	4140	10,2
∥ [100], 3 mm	4,80	362	>1,4
∥ [101], 5 mm	1,46	3220	3,8
∥ [111], 5 mm	0,36	6300	4,4
	0,25	6470	4,5
∥ [111], 3 mm	2,36	4530	3,2

3. Verfestigung unbelastet abgelöster Kristalle. Eine Hauptstütze für die Auffassung des Joffé-Effekts als Reißverfestigung sehen W. Ewald und M. Polanyi in dem von ihnen aufgezeigten Befund, daß eine Ablösung nur dann verfestigend wirkt, wenn sie unter Spannung erfolgt, hingegen unwirksam ist, wenn die Kristalle unbelastet abgelöst werden. Wegen der im Wasser vorhandenen Plastizität kann im ersten Falle Deformation und damit Verfestigung erfolgen, im zweiten Falle bleibt sie dagegen aus. Allerdings wurde bei sehr weitgehend abgelösten Stäbchen auch noch im getrockneten Zustand deutliche Biegsamkeit beobachtet[1].

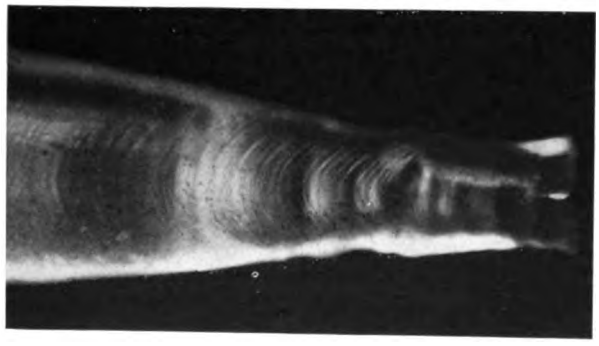


Abb. 12. Abgelöster, gedehnter Steinsalzkristall mit Translationsstreifung $v = 10$.

Unsere Versuche über die Verfestigung im normalen Joffévversuch zeigen nun, daß für die eine Gruppe der Versuche von W. Ewald und M. Polanyi wegen der geringen Ablösung auch für den Fall, daß sie unter Spannung erfolgt wäre, keine namhafte Verfestigung eintreten konnte (vgl. auch Abb. 13)[2]. Die von uns durchgeführte Wiederholung, bei der wir das Maß der Ablösung in weiten Grenzen variiert haben[1], ergab ein von dem oben geschilderten abweichendes Bild. In Tabelle 6 sind die erhaltenen Versuchsergebnisse zusammengestellt. Man erkennt, daß auch nach Ablösung in völlig spannungsfreiem Zustand Verfestigungen beobachtet werden, deren Größenordnung mit der im normalen Joffé-Versuch festgestellten übereinstimmt. An dem konischen Reißstück der Kristalle sind deutlich bisweilen mehrere Scharen von Translationsstreifen [parallel (110)] erkennbar (vgl. Abb. 12). Die bei diesen Versuchen auftretenden Dehnungswerte sind, soweit sie gemessen wurden, bereits in Tabelle 5 enthalten[2].

B. Diskussion der Ergebnisse. Eine zusammenfassende Darstellung unserer Versuche ist in Abb. 13 gegeben, in der die Verfestigung als Funktion des abgelösten Querschnitts aufgetragen ist. Man erkennt, daß auf diese Weise eine einheitliche Darstellung der unter sehr verschiedenen Bedingungen durchgeführten Versuche möglich ist. Aus der Figur tritt deutlich hervor, daß die Kristalle sehr weitgehend abgelöst werden müssen, um merkliche Verfestigung zu zeigen, die dann mit sehr starker Ablösung sehr steil ansteigt. Die in der Figur ebenfalls eingezeichneten Versuche von W. Ewald und M. Polanyi, die sich auf belastet abgelöste Kristalle beziehen, fügen sich dieser Darstellung vorzüglich ein. Maßgebend für das Ausmaß der Verfestigung scheint danach lediglich die Stärke der Ablösung zu sein.

Überblicken wir schließlich vom Standpunkt unserer Versuche die beiden zur Erklärung des Joffé-Effekts vorgebrachten Deutungen, so ist hervorzuheben:

1. Mit der Rißvorstellung sind unsere Versuche nur unter sehr speziellen Annahmen über diese Risse zu vereinbaren. Die Risse müßten eine erhebliche mittlere Tiefe besitzen und von Orientierung und Material unabhängig sein. Die Tatsache, daß für Kristalle mit verschiedenem Querschnitt (7—25 g/mm²) dieselbe Verfestigungskurve gilt, bedingte weiterhin Proportionalität der mittleren Rißtiefe mit dem Querschnitt der Kristalle.

2. Für die Erklärung als Reißverfestigung bieten unsere Versuche keine Belege. Hervorgehoben sei das Auftreten der Verfestigung im gleichen Maße bei den verschiedenen Orientierungen, denen ganz verschiedene Translationsmöglichkeiten zukommen, und das Fehlen einer Beziehung zwischen dem Ausmaß der Dehnung und dem Grade der Verfestigung. Die die Translation begleitende Reißverfestigung scheint hinter einer noch unbekannten Hauptursache der Verfestigung völlig zurückzustehen.

Über diese Hauptursache sei schließlich die noch ganz unbewiesene Vermutung geäußert, daß es sich um innere Veränderungen des Kristalls handelt, die als Folge des in den Kristall eingedrungenen Wassers entstehen. In welcher Weise dieses Eindringen vor sich geht und wel-

[1] W. Ewald u. M. Polanyi: l. c. In einem Falle wurde hier etwa dreifache Verfestigung beobachtet.

[2] Für die sehr weitgehend abgelösten Kristalle läßt die verwendete Belastungsart (Zufließenlassen von Schrot) die Möglichkeit von Fehlern zu.

[1] Für die experimentellen Einrichtungen vgl. den Anfang dieses Kapitels.

[2] Die Werte der Streckgrenze waren aus den erhaltenen Dehnungskurven nicht mit genügender Schärfe zu bestimmen. Eine Erniedrigung unter die Trockenfestigkeit schien auch hier vorhanden.

Digitized by Google

cher Art die zur Festigkeitserhöhung führenden Änderungen im Kristall sind, wissen wir nicht[1]. Einen Hinweis auf die Möglichkeit dieser Erklärung sehen wir in den von A. Smekal beobachteten Änderungen der elektrolytischen Leitfähigkeit unbelastet abgelöster Kristalle[2].

V. Zusammenfassung.

1. Die Orientierungsabhängigkeit der Zerreißfestigkeit von Steinsalzkristallen ist im wesentlichen im Sinne der Sohnckeschen Auffassung durch eine konstante Grenznormalspannung senkrecht zur Würfelfläche gegeben.

2. Die Geometrie des Translationsmechanismus nach $T = (101)$, $t = [101]$ wird erörtert.

3. In Übereinstimmung mit früheren Erfahrungen wird ein erhebliches Absinken von Streckgrenze und Festigkeit von Steinsalzkristallen nach Temperung beobachtet.

4. Die Abhängigkeit der Verfestigung bewässerter Kristalle von Orientierung und Plastizität wird untersucht. Belastung während der Ablösung spielt für das Ausmaß der Verfestigung keine Rolle. Die beiden zur Deutung des Joffé-Effekts vorgebrachten Erklärungen (Ablösung oberflächlicher Risse und Reißverfestigung zufolge erhöhter Plastizität) sind mit den erhaltenen Ergebnissen schwer in Einklang zu bringen. Es wird vermutet, daß die hohen Verfestigungen durch innere Veränderungen im Kristall bedingt sind, die zufolge eingedrungenen Wassers entstehen.

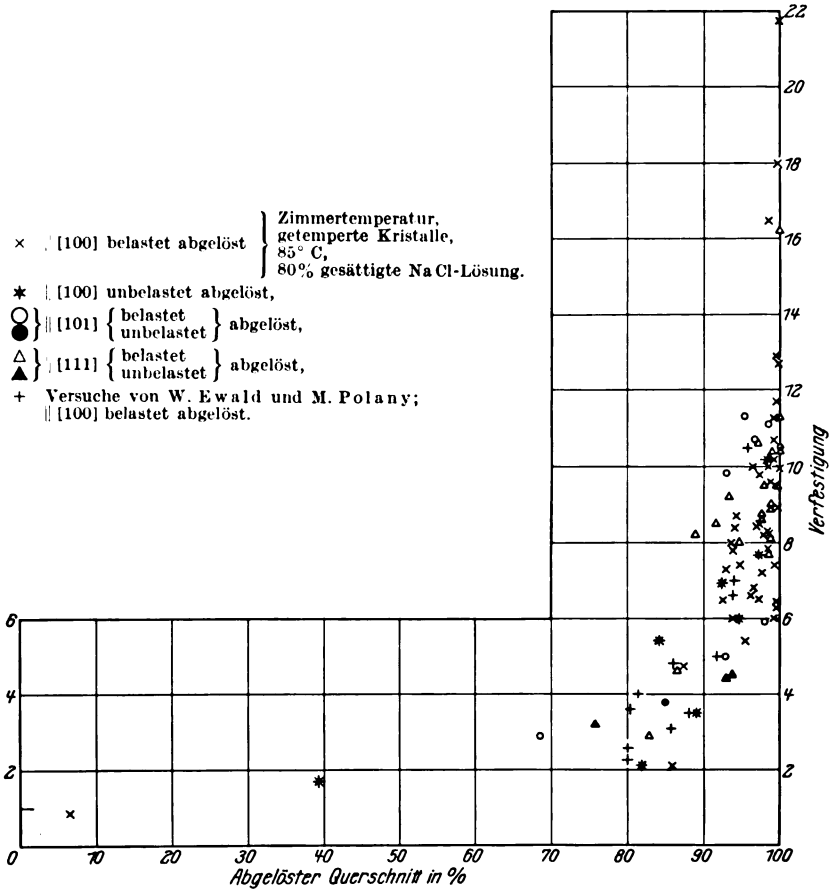


Abb. 13. Verfestigung bewässerter Steinsalzkristalle.

Der Notgemeinschaft der Deutschen Wissenschaft sind wir für weitgehende Unterstützung bei der Durchführung dieser Arbeit zu großem Danke verpflichtet.

[1] Ob auch die zu der obigen Vermutung in gewissem Gegensatz stehende Erniedrigung der Streckgrenze unter Wasser auf einem Eindringen des Wassers in den Kristall beruht, oder ob es sich hier lediglich um Beseitigung oberflächlicher „Verriegelungen" im Sinne W. Ewalds und M. Polanyis handelt, sei dahingestellt. Eine Entscheidung könnten nur systematische Versuche über die Abhängigkeit der Streckgrenze von der Stärke der Ablösung bringen.

[2] Nach einer noch unveröffentlichten, uns freundlich zugänglich gemachten Arbeit von F. Quittner und A. Smekal. [Anmerkung bei der Korrektur: Z. phys. Chem. B. 3, S. 162 (1929)].

Zur Probenahme und Analyse von Rotguß und anderen zur Seigerung neigenden Legierungen.

Von **O. Bauer** und **E. Deiß**[1].

Gußblöcke mancher Metallegierungen weisen mitunter so beträchtliche Unterschiede in der chemischen Zusammensetzung innerhalb des Querschnittes auf, daß es für den Analytiker schwierig, wenn nicht unmöglich ist, durch Entnahme und Untersuchen von Teilproben zu einer einwandfreien Durchschnittsanalyse zu gelangen.

Der nicht genügend sachkundige Beurteiler ist nur zu leicht geneigt, die auftretenden Analysenunterschiede, die oft weit über die Grenzen der als zulässig anerkannten Analysenfehler hinausgehen, unsorgfältiger Arbeit des Chemikers oder der Verwendung nicht genügend zuverlässiger Analysenverfahren zuzuschreiben.

Man muß es schon als einen Schritt zur Erkennung der wahren Ursache der Differenzen begrüßen, wenn auf Grund der Art der Legierung die Möglichkeit von Seigerungen zugegeben wird. Ein gewisses Mißtrauen bleibt jedoch meist bestehen, weil der Chemiker selbst nur in den seltensten Fällen in der Lage ist, zuverlässige Angaben darüber zu machen, in welcher Höhe sich die Unterschiede der Analysenwerte bei seigernden Metallegierungen bewegen können. Mitunter wird auch die Ansicht vertreten, daß diese Analysendifferenzen sich durch gründliches Mischen der Probespäne bei Ent-

[1] Original: Z. f. analyt. Chem. 79, S. 47—53 (1929).

Digitized by Google

nahme der Einwaagen auf ein Minimum bringen oder auch durch reduzierendes Zusammenschmelzen des gesamten Spänematerial und erneutes Zerspanen des Regulus ausgleichen lassen. Wenn auch ohne Zweifel bei manchen Legierungen das Einschmelzen ein geeigneter Weg ist, um aus ungleichmäßig zusammengesetzten Spänen einen gleichmäßig zusammengesetzten Regulus zu erhalten, so kann andererseits dieser Weg wegen der Gefahr der Veränderung (Oxydation usw.) des Probenmaterials keinesfalls als allgemein brauchbar bezeichnet werden; bei stark zur Entmischung neigenden Legierungen tritt außerdem bei der Erstarrung des Regulus doch wieder Seigerung auf. Im übrigen sind auch bei sorgfältigstem Durchmischen ungleichmäßig zusammengesetzten Probegutes Abweichungen der Analysenergebnisse nicht zu vermeiden.

Aus alledem ergibt sich für den Chemiker die Notwendigkeit, etwas Näheres über die infolge der Seigerung eines Gußblockes auftretenden möglichen Unterschiede in den Analysenergebnissen zu wissen, sowie zu untersuchen, ob die üblichen Wege zur Entnahme von Probematerial aus geseigerten Gußblöcken die Gewähr bieten, zu einer einwandfreien Durchschnittsprobe zu gelangen oder nicht.

Um zunächst festzustellen, welche Unterschiede im Gehalt der einzelnen Bestandteile eines zur Seigerung neigenden Gußblockes auftreten können, wurde nach Abb. 1 ein in üblicher Weise gegossener Rotgußblock in eine Anzahl parallel verlaufender Abschnitte zerlegt und jeder Abschnitt für sich untersucht. In Tabelle 1 sind die Analysenergebnisse zusammengestellt und in Abb. 1 graphisch aufgetragen.

Aus Tabelle 1 und Abb. 1 ergibt sich folgendes:

1. Der Kupfergehalt steigt an den Seitenflächen und der Bodenfläche des Blockes von außen nach innen sehr stark an; an der Oberfläche ist er außen ebenfalls am niedrigsten, steigt rasch zu einem Höchstwert an, um nach der Mitte zu wieder allmählich abzufallen.

2. Zinn und in geringerem Maße auch Blei sind ebenfalls in den äußersten Schichten zum Teil stark angereichert, nach der Mitte zu fallen die Gehalte an diesen Stoffen allmählich ab.

3. Der Zinkgehalt war in allen Schichten ziemlich konstant. Der einzige etwas herausfallende Zinkwert (Bodenfläche 1u) ist vielleicht auf einen geringen Abbrand zurückzuführen.

4. Der an sich nur geringe Antimongehalt läßt nach Tabelle 1 deutlich einen Abfall in der Richtung von außen nach der Blockmitte zu erkennen.

5. Die Mengen der sonst noch vorhandenen untergeordneten Bestandteile wie Eisen, Nickel, Schwefel sind in den einzelnen Schichten nicht merklich verschieden.

Die größten Schwankungen bewegen sich nach Tabelle 1 beim:

Kupfer	zwischen	81,98 u. 83,67%	= 1,69%	Unterschied
Zinn	„	4,66 „ 5,85%	= 1,19%	„
Blei	„	2,74 „ 3,48%	= 0,74%	„

Daß es sich hierbei nicht um Analysenfehler handelt, sondern um Unterschiede in der Zusammensetzung des

Tabelle 1. Analysenergebnisse von einem stark geseigerten Rotgußblock (Abb. 1).

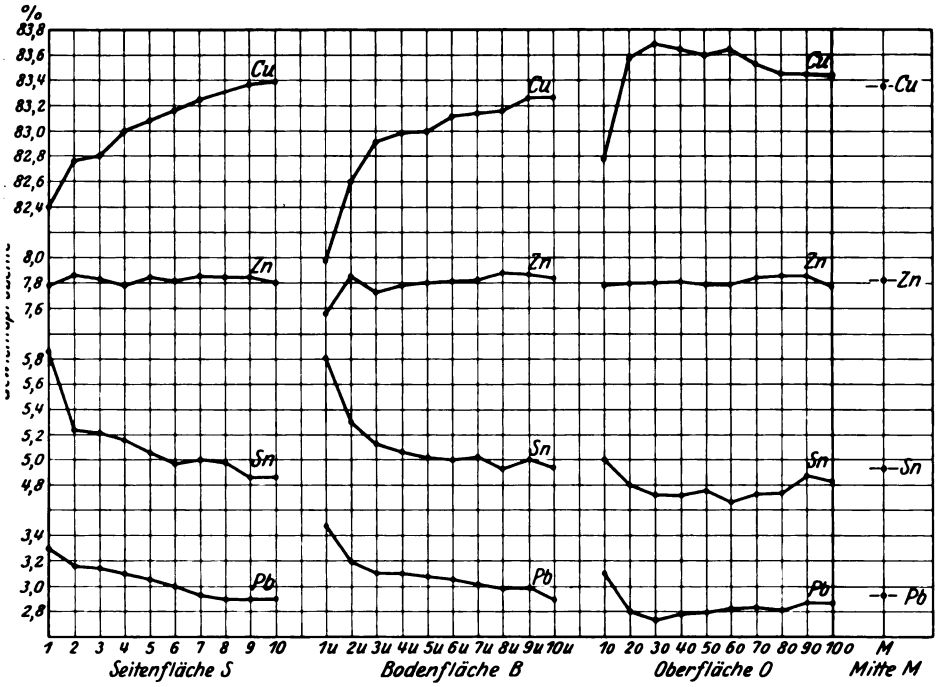
	Nr. der Schicht	Kupfer %	Zink %	Zinn %	Blei %	Antimon %	Schwefel %	Nickel %	Eisen %
Seitenfläche *S*	1	82,39	7,77	5,85	3,29	0,40	0,045	0,30	—
	2	82,77	7,85	5,23	3,16	0,39	0,079	0,30	—
	3	82,80	7,83	5,21	3,14	0,37	0,076	—	—
	4	82,99	7,78	5,15	3,09	0,37	0,071	—	—
	5	83,07	7,84	5,05	3,05	0,37	0,076	0,27	0,37
	6	83,16	7,82	4,97	2,99	0,37	0,075	—	—
	7	83,24	7,85	5,00	2,92	0,36	0,076	—	—
	8	83,24	7,84	4,98	2,89	0,36	0,078	—	—
	9	83,36	7,84	4,86	2,89	0,36	0,078	0,28	0,38
	10	83,38	7,81	4,86	2,89	0,36	0,076	—	—
Bodenfläche *B*	1 u	81,98	7,54	5,81	3,48	0,41	0,076	—	0,35
	2 u	82,59	7,84	5,29	3,17	0,38	0,078	0,30	—
	3 u	82,91	7,72	5,12	3,11	0,37	0,073	—	—
	4 u	82,98	7,77	5,06	3,10	0,36	0,076	—	—
	5 u	82,99	7,79	5,02	3,08	0,37	0,073	0,27	0,36
	6 u	83,11	7,81	4,99	3,06	0,34	0,073		
	7 u	83,14	7,82	5,01	3,02	0,40	0,076	—	—
	8 u	83,17	7,87	4,92	2,99	0,38	0,075	—	—
	9 u	83,25	7,87	4,99	2,99	0,35	0,075	—	—
	10 u	83,24	7,84	4,92	2,90	0,35	0,073	—	—
Oberfläche *O*	1 o	82,77	7,78	5,01	3,11	0,36	0,076	—	0,35
	2 o	83,55	7,79	4,79	2,80	0,38	0,076	—	—
	3 o	83,67	7,79	4,71	2,74	0,35	0,076	—	—
	4 o	83,63	7,81	4,71	2,78	0,34	0,076	—	—
	5 o	83,58	7,78	4,74	2,80	0,34	0,073	—	—
	6 o	83,63	7,78	4,66	2,83	0,37	0,075	—	—
	7 o	83,52	7,84	4,72	2,84	0,35	0,076	—	—
	8 o	83,44	7,85	4,72	2,82	0,35	0,076	—	—
	9 o	83,44	7,85	4,86	2,88	0,35	0,076	0,27	0,38
	10 o	83,42	7,77	4,82	2,88	0,35	0,073	—	—
Mitte	M	83,36	7,82	4,92	2,92	0,35	0,076	—	—

Rotgußblockes, bedarf keiner weiteren Erklärung. Ähnliche, durch Entmischung während der Erstarrung bedingte Unterschiede finden sich bei einer ganzen Anzahl zur Seigerung neigender Legierungen (z. B. bei Blei-Zinn oder Blei-Zinn-Antimonlegierungen u. v. a.).

Für den Probenehmer und für den Analytiker entsteht somit die überaus wichtige, bereits oben berührte Frage, ob die üblichen Verfahren zur Entnahme von Durchschnittsproben auch bei geseigertem Material als zuverlässig zu betrachten sind. Ihre Aufgabe ist es, in jedem Falle eine der durchschnittlichen Zusammensetzung des Probegutes möglichst nahe kommende Durchschnittsprobe herzustellen, da letztere vielfach die Grundlage für die Wertbemessung des Materials bildet. Die bei nichtseigernden Reinmetallen bevorzugte Entnahme von Bohrspänen kann nach dem gegebenen Beispiel (Abb. 1) bei seigernden Metallegierungen nicht zu brauchbaren Ergebnissen führen; sie trägt nicht dem Umstande Rechnung, daß beim Anbohren zwar die verschieden zusammengesetzten Schichten des Stückes erfaßt werden, daß aber diese Schichten dabei nicht im richtigen Mengenverhältnis zueinander entnommen werden. Obiges mag an dem Beispiel eines Gußblockes von rechteckigem Querschnitt erläutert werden. Es soll angenommen werden, daß das Gußstück ähnlich wie in Abb. 1 aus einer Anzahl verschieden zusammengesetzter Schichten besteht, und zwar horizontaler, parallel zur Oberfläche und vertikaler, parallel zu den Seitenflächen verlaufender.

Digitized by Google

Abb. 2a stelle den Querschnitt durch solch einen geschichteten Metallblock dar und a—a entspreche der



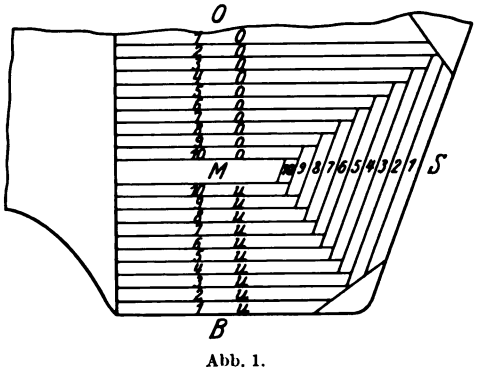


Abb. 1.

durch den Block hindurchgelegten Bohrung zur Entnahme der Bohrprobe. Mit der Bohrprobe werden aus jeder der horizontal verlaufenden Schichten (diese sämtlich gleich dick angenommen) gleichgroße Mengen entnommen. Die vertikal verlaufenden Schichten werden beim Entnehmen der Bohrprobe a—a gar nicht berücksichtigt. Ganz ähnliche Verhältnisse liegen vor, wenn das Gußstück nicht rechteckigen Querschnitt, sondern z. B. gleichschenklig trapezförmigen Querschnitt (Abb. 2b) besitzt. Bei der Bohrprobe werden von allen horizontalen Schichten gleichgroße Mengen entnommen; es bleibt aber unberücksichtigt, daß die obere Trapezseite (Oberfläche) erheblich größer ist als die untere (Bodenfläche). Hier stellt sich also die Bohrprobe als noch ungünstiger als beim Gußstück mit rechteckigem Querschnitt. Auf andere Arten der Entnahme von Proben, wie teilweises Durchbohren, Abschlagen von Ecken oder Kanten, Abhobeln von einer Außenfläche braucht hier nicht eingegangen zu werden, da von ihnen überhaupt keine brauchbaren Proben zu erwarten sind.

Angewandt auf die oben untersuchte Rotgußblockprobe (Tabelle 1, Abb. 1) würde eine durch Bohren entnommene Probe zu geringe Mengen von den nach außen zu liegenden, also kupferärmeren aber zinnreicheren Schichten erfassen und das Ergebnis der Analyse würde dementsprechend einen zu hohen Kupfergehalt und zu geringen Zinngehalt — wenn man hier von den übrigen Bestandteilen der Legierung absieht — im Vergleich zu dem wirklichen Durchschnitt aufweisen; außerdem berücksichtigt eine aus der Blockmitte entnommene Bohrprobe nicht die Vertikalschichten.

Man kommt indessen dem wirklichen Durchschnitt bedeutend näher, wenn man den Gußblock nahe der Mitte senkrecht zur Längsachse durchschneidet und einem der beiden Teilstücke durch Hobeln über die ganze Schnittfläche Späne entnimmt; die so erhaltenen Späne entstammen jetzt sämtlichen Schichten, soweit sie durch den Schnitt erfaßt werden und ihre Menge entspricht auch innerhalb gewisser Grenzen dem Gewichtsverhältnis dieser Schichten.

Zu einer völlig einwandfreien Durchschnittsprobe führt allerdings auch diese Art der Entnahme nicht, sie erfaßt zwar alle in der Blockmitte liegenden horizontalen und vertikalen Schichten, berücksichtigt aber nicht die an den Blockenden auftretenden vertikalen Seigerungszonen. Führt man andererseits die Schnitte senkrecht zur Längsachse nach rechts und links bis in die Nähe der Blockenden hinaus, so gelangt man zu Schnitten, die,

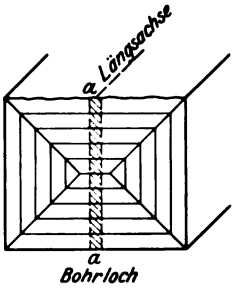


Abb. 2a.

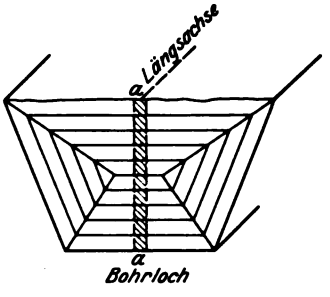


Abb. 2b.

je näher sie dem Rande kommen, immer größere Mengen der Vertikalschichten enthalten, also infolge der Seigerung sich chemisch mehr und mehr von der Zusammensetzung der Mittelschichten unterscheiden können. Der durch diese Unterschiede entstehende Fehler wird jedoch um so geringer, je länger der Gußblock und je geringer dessen Querschnitt ist. Dieser Fehler ist bei der Entnahme einer Durchschnittsprobe aus geseigertem Material in den Kauf zu nehmen.

Nachdem die der wirklichen durchschnittlichen Zusammensetzung des Gußblocks möglichst nahe kommende Querschnittsprobe entnommen ist, entsteht die Frage für den Analytiker, auf welche Weise die entnommenen Probespäne auf ihre richtige durchschnittliche Zusammen-

Digitized by Google

setzung geprüft werden können. Da die einzelnen Probespäne bei geseigertem Material ungleich zusammengesetzt sind, so bleibt es für den Analytiker immer noch eine sehr undankbare Aufgabe, aus einer größeren Spanmenge die wirkliche durchschnittliche chemische Zusammensetzung in zuverlässiger Weise zu ermitteln, da trotz guter Durchmischung der Späne es immer dem reinen Zufall überlassen bleibt, ob die für die Einwaage zur Analyse erforderlichen geringen Spanmengen auch wirklich dem Gesamtdurchschnitt der entnommenen Probespäne entsprechen.

Man kann diese analytischen Schwierigkeiten, die sich aus der ungleichartigen Zusammensetzung des Probegutes ergeben, am besten dadurch überwinden, daß man von vornherein für die gleiche Zusammensetzung jeder einzelnen erforderlichen Einwaage Sorge trägt; diese erreicht man dadurch, daß für jede einzelne Einwaage eine gleichmäßig dünne Schicht über den ganzen Blockquerschnitt aus der Blockmitte abgehobelt oder, falls angängig, auch durch Schnitte mit einer feinen Säge entnommen wird. Die dabei entfallenden Späne werden ohne Verlust gesammelt und als Gesamteinwaage verwendet[1]. Nur bei dieser Arbeitsweise ist man sicher, daß die Analyse verschiedener Einwaagen übereinstimmende Werte liefert.

Es ergibt sich hieraus, daß es nicht genügt, aus geseigerten Blöcken eine große Menge Späne, die selbst einer möglichst genauen Durchschnittsprobe entsprechen mögen, zu entnehmen und es danach dem Chemiker zu überlassen, wie er mit den Schwierigkeiten der Analyse der Späne fertig wird. Vielmehr sollte bei der Untersuchung geseigerter Metallblöcke die Entnahme des für seine Einwaagen erforderlichen Probematerials vom Chemiker selbst veranlaßt werden, dem in diesem Fall auch die Verantwortung für die sachgemäße Probenahme ebenso wie für die Analyse zufallen müßte.

[1] Ähnliche Art der Probenahme bei zur Seigerung neigenden Legierungen empfiehlt auch Zwicker in seiner Arbeit „Ein Beitrag zur Bedeutung der Probenahme für die chemische Analyse von Metallegierungen." Chem.-Ztg. 53, S. 546 (1929).

Druck der Spamerschen Buchdruckerei in Leipzig.

Digitized by Google

Cal Engin. Library
TA
3
P973
M7

Mitteilungen der deutschen
Materialprüfungsanstalten

Sonderheft XI:
Aus dem **Staatlichen Materialprüfungsamt** zu Berlin-Dahlem

Der Einfluß eines geringen Kupferzusatzes auf den Korrosionswiderstand von Baustahl

Von

Prof. Dr.-Ing. E. h. O. Bauer
Staatl. Materialprüfungsamt

Prof. Dr. O. Vogel
Staatl. Materialprüfungsamt

Dr. C. Holthaus
Dortmunder Union

Mit 44 Abbildungen

Berlin
Verlag von Julius Springer
1930

Mitt. dtsch. Mat.prüfgsanst.

Preis RM 7.20

Digitized by Google

Digitized by Google

Mitteilungen der deutschen
Materialprüfungsanstalten

Sonderheft XI:
Aus dem **Staatlichen Materialprüfungsamt** zu Berlin-Dahlem

Der Einfluß eines geringen Kupferzusatzes auf den Korrosionswiderstand von Baustahl

Von

Prof. Dr.-Ing. E. h. O. Bauer
Staatl. Materialprüfungsamt

Prof. Dr. O. Vogel
Staatl. Materialprüfungsamt

Dr. C. Holthaus
Dortmunder Union

Mit 44 Abbildungen

Berlin
Verlag von Julius Springer
1930

Digitized by Google

Inhaltsangabe.

Seite

A. Einleitung 3

B. Arbeitsplan 3

C. Untersuchung 4

I a. Analysen der Stahlsorten 4

I b. Analysen der Wässer 4

II. Ermittelung der Festigkeitswerte 4

III. Metallographische Gefügeuntersuchung 5

IV. Korrosionsversuche bei Zimmertemperatur 5

a) Korrosionsversuche in destilliertem Wasser 10

b) Korrosionsversuche in Flußwasser 11

c) Korrosionsversuche in Nordseewasser 12

d) Korrosionsversuche in humussäurehaltigem Wasser 12

e) und f) Tauchversuche in 1 proz. Natriumchloridlösung und in destilliertem Wasser 15

g) Korrosionsversuche an freier Luft 16

h) Löslichkeitsversuche in 1 proz. Schwefelsäure 16

i) Löslichkeitsversuche in 1 proz. Salzsäure 17

V. Korrosionsversuche bei etwa 50° 19

a) Korrosionsversuche in destilliertem Wasser bei etwa 50° 20

b) Korrosionsversuche in Flußwasser (Spreewasser) bei etwa 50° 20

c) Korrosionsversuche in Nordseewasser bei etwa 50° 21

d) Korrosionsversuche in humussäurehaltigem Wasser bei etwa 50° 21

e) Löslichkeitsversuche in 1 proz. Schwefelsäure bei etwa 50° 21

VI. Korrosionsversuche mit Blechproben mit der Walzhaut 22

D. Gesamtzusammenfassung 23

I. Korrosionsversuche mit Probeplättchen ohne Walzhaut 23

a) Bei Zimmertemperatur 23

b) Bei etwa 50° 23

c) In Schwefelsäure und Salzsäure 24

II. Korrosionsversuche mit Blechproben mit der Walzhaut 24

E. Schlußergebnis 25

Digitized by Google

Der Einfluß eines geringen Kupferzusatzes auf den Korrosionswiderstand von Baustahl.

Von **O. Bauer, O. Vogel** und **C. Holthaus.**

A. Einleitung.

Die große wirtschaftliche Bedeutung einer etwaigen wesentlichen Verlängerung der Lebensdauer eines Eisenbauwerkes aus Kupferstahl gegenüber der eines solchen aus gewöhnlichem Baustahl ist unbestreitbar. In erster Linie handelt es sich hierbei um Bauwerke, die ohne schützende Überzüge der Einwirkung von verschiedenen Wässern, Atmosphärilien usw. ausgesetzt werden, wie z. B. Spundbohlen usw. Die Frage, inwieweit ein Kupferzusatz die Korrosion verhindert, ist jedoch noch sehr umstritten. Die in der Fachliteratur veröffentlichten Arbeiten widersprechen sich zum Teil.

Zur weiteren Klärung des Einflusses eines Kupferzusatzes wurden im Jahre 1927 auf Veranlassung des Herrn Preußischen Ministers für Handel und Gewerbe umfangreiche Versuche eingeleitet. Es handelt sich dabei erstens um Versuche im „großen" mit eigens für diesen Zweck hergestellten Spundbohlen[1], und zweitens um Versuche im „kleinen Maßstab" (Laboratoriumsversuche) mit allseitig abgeschmirgelten Versuchsplättchen, bei denen lediglich der Einfluß des Kupferzusatzes im Stahl unbeeinflußt durch die Walzhaut festgestellt werden sollte.

Die Herstellung der erforderlichen Materialien hatten die Vereinigten Stahlwerke A.-G. Dortmunder Union in Dortmund übernommen. Die Versuche im „kleinen Maßstabe" (Laboratoriumsversuche) wurden teils im Staatlichen Materialprüfungsamt, teils im Laboratorium der Dortmunder Union ausgeführt; sie sind nunmehr abgeschlossen. Über das Ergebnis ist nachstehend berichtet.

B. Arbeitsplan.

Zur Verwendung gelangten 18 Werkstoffe (Thomasstahl) mit verschiedenen Kohlenstoff- und Kupfergehalten:

1. Weicheisen (37 kg/qmm Festigkeit):
   - G 1 mit 0% Cu,
   - A 1 „ 0,1 bis 0,15% Cu,
   - B 1 „ 0,25 bis 0,35% Cu,
   - C 1 „ 0,5% Cu,
   - D 1 „ 0,75% Cu,
   - E 1 „ 1,0% Cu.
2. Hochbaustahl (48 kg/qmm Festigkeit)
   - G 2 mit 0% Cu,
   - A 2 „ 0,1 bis 0,15% Cu,
   - B 2 „ 0,25 bis 0,35% Cu,
   - C 2 mit 0,5% Cu,
   - D 2 „ 0,75% Cu,
   - E 2 „ 1,0% Cu.
3. Hartstahl (50 bis 60 kg/qmm Festigkeit):
   - G 3 mit 0% Cu,
   - A 3 „ 0,1 bis 0,15% Cu,
   - B 3 „ 0,25 bis 0,35% Cu,
   - C 3 „ 0,5% Cu,
   - D 3 „ 0,75% Cu,
   - E 3 „ 1,0% Cu.

Die verschiedenen Materialien wurden zu Flacheisen von etwa 5 mm Dicke ausgewalzt und nach dem Auswalzen geglüht. Mit den 18 verschiedenen Stahlsorten wurden folgende Untersuchungen ausgeführt:

I. Vollständige chemische Analysen:
   - a) Analysen der Stahlsorten,
   - b) Analysen der verwendeten Wässer.

II. Ermittlung der Festigkeitswerte.

III. Metallographische Gefügeuntersuchung.

IV. Korrosionsversuche bei Zimmertemperatur:
   - a) in destilliertem Wasser,
   - b) in „Flußwasser",
   - c) in „Nordseewasser",
   - d) in humussäurehaltigem Wasser,
   - e) Tauchversuche in 1 proz. NaCl-Lösung[1],
   - f) Tauchversuche in destilliertem Wasser[1],
   - g) an freier Luft (auf dem Dach des Amtes in Dahlem)[1],
   - h) in 1 proz. Schwefelsäure,
   - i) in 1 proz. Salzsäure[1].

V. Korrosionsversuche bei +50°:
   - a) in destilliertem Wasser,
   - b) in „Süßwasser" (Flußwasser),
   - c) in „Nordseewasser",
   - d) in Wasser, das einen Gehalt an Humussäure besitzt,
   - e) in 1 proz. Schwefelsäure[2].

VI. Korrosionsversuche mit Blechproben (150×150 ×0,5 mm) mit Walzhaut[2]:
   - a) in Süßwasser (gereinigtes Ruhrwasser),
   - b) in Nordseewasser,
   - c) in 0,5 proz. Salzsäure,
   - d) in gesättigtem Wasserdampf mit Luftzutritt.

[1] Die Versuche sollen sich über 6 Jahre erstrecken. Über das Ergebnis wird seinerzeit berichtet werden.

[1] Die Versuche a), b), c), d) und h) wurden sowohl im Amt wie auch im Laboratorium der Dortmunder Union durchgeführt; die Versuche e), f), g) und i) wurden lediglich im Amt ausgeführt.

[2] Lediglich im Laboratorium der Dortmunder Union ausgeführt.

Digitized by Google

C. Untersuchung.

Ia. Analysen der Stahlsorten.

Die Ergebnisse sind in Tabelle 1 zusammengestellt.

Tabelle 1. Chemische Analysen der Stahlsorten.
(Ausgeführt im Laboratorium der Dortmunder Union.)

Stahlsorte	Bezeichnung	Kohlenstoff %	Silizium %	Mangan %	Phosphor %	Schwefel %	Kupfer %
Weicheisen	G 1	0,13	Spur	1,00	0,074	0,044	**0,04**
	A 1	0,09	„	0,49	0,041	0,040	**0,18**
	B 1	0,07	„	0,53	0,061	0,042	**0,27**
	C 1	0,07	„	0,53	0,068	0,044	**0,61**
	D 1	0,07	„	0,51	0,058	0,042	**0,80**
	E 1	0,08	„	0,64	0,061	0,040	**1,04**
Hochbaustahl	G 2	0,15	Spur	0,51	0,048	0,035	**0,04**
	A 2	0,15	„	0,50	0,061	0,040	**0,15**
	B 2	0,25	„	0,76	0,085	0,044	**0,30**
	C 2	0,22	„	0,54	0,047	0,040	**0,58**
	D 2	0,19	„	0,54	0,064	0,040	**0,84**
	E 2	0,22	„	0,81	0,064	0,036	**1,07**
Hartstahl	G 3	0,27	Spur	0,73	0,051	0,034	**0,03**
	A 3	0,29	„	0,73	0,059	0,028	**0,18**
	B 3	0,29	„	0,78	0,035	0,032	**0,37**
	C 3	0,29	„	0,90	0,090	0,034	**0,54**
	D 3	0,32	„	0,80	0,065	0,044	**0,72**
	E 3	0,24	„	0,67	0,088	0,040	**1,05**

Hiernach steigen die Kupfergehalte sehr regelmäßig an.

Ib. Analysen der Wässer.

Das Flußwasser wurde vom Wasserbauamt „Berlin", das „Nordseewasser" vom Wasserbauamt „Tönning" entnommen. 250 Liter wurden nach Dortmund und 250 Liter an das Amt in Eisenfässern gesandt. Über die Entnahme teilen die Wasserbauämter folgendes mit:

„Nordseewasser": Das Wasser ist der Nordsee 2 km südlich von der Südspitze der Insel Helgoland entnommen."

„Flußwasser: Das Wasser ist am 25. 8. 1927 aus der Spree oberhalb der Mühlendammschleuse in Berlin entnommen."

Das „humussäurehaltige Wasser" wurde von den Vereinigten Stahlwerken Dortmund durch 3monatiges Laugen von Torf mit Leitungswasser erhalten.

In Tabelle 2 sind die Analysen der drei Wässer mitgeteilt.

Tabelle 2. Chemische Analysen der Wässer.
(Ausgeführt in der chemischen Abteilung des Staatl. Materialprüfungsamtes.

Bezeichnung des Wassers	Spreewasser	Nordseewasser	Humussäurehaltiges Wasser
Äußere Beschaffenheit	klar, gelb, geruchlos mit geringem braunem, flockigen Bodensatz	klar, farblos, geruchlos, ohne Bodensatz	trübe, braun, schwacher Schwefelwasserstoffgeruch, mit braunem, flockigem Bodensatz
In 1 Liter der Probe sind enthalten:			
Kieselsäure	11 mg	Spur	19 mg
Kalk	65 „	274 mg	63 „
Magnesia	8 „	2288 „	28 „
Kohlensäure (einfach gebunden) .	49 „	30 „	45 „
Schwefelsäure(SO_3)	19 „	2119 „	75 „
Chlor	28 „	18510 „	172 „
Salpetersäure . . .	fehlt	fehlt	Spur
Schwefelwasserstoff	„	„	„
Organische Stoffe .	103 mg	„	171 mg
Gesamtrückstand bei 125° C getrocknet	257 mg	36594 mg	602 mg
Härte in deutschen Härtegraden (1 Härtegrad = 1 Gewichtsteil Kalk oder die äquivalente Menge Magnesia in 100000 Gewichtsteilen Wasser)			
Gesamthärte . . .	7,6	347,7	10,2
Bleibende Härte .	1,4	343,9	4,5
Vorübergeh. Härte .	6,2	3,8	5,7

II. Ermittelung der Festigkeitswerte.

(Ausgeführt im Laboratorium der Dortmunder Union.)

In Tabelle 3 sind die Ergebnisse der Zugversuche zusammengestellt und in Abb. 1 graphisch aufgetragen.

Tabelle 3.

Stahlsorte	Bezeichnung	Kupfer %	Kohlenstoff %	Streckgrenze kg/mm²	Bruchgrenze kg/mm²	Dehnung %	Einschnürung %
Weicheisen	G 1	0,04	0,13	43	54	27,8	59
	A 1	0,18	0,09	33,5	42,0	32	62.8
	B 1	0,27	0,07	34,0	46,0	31,8	62.5
	C 1	0,61	0,07	36,0	46,6	29,3	61,0
	D 1	0,80	0,07	39,0	48,6	27,5	55.0
	E 1	1,04	0,08	45,0	55,5	28,0	58,0
Hochbaustahl	G 2	0,04	0,15	45	60,6	26,2	52
	A 2	0,15	0,15	36,5	48,0	26,7	58,0
	B 2	0,30	0,25	42,2	55,0	23.4	50,0
	C 2	0,58	0,22	38,0	51,0	26,6	50,0
	D 2	0,84	0,19	40,7	53,5	28,0	57,3
	E 2	1,07	0,22	45,0	60,2	23,4	51,7
Hartstahl	G 3	0,03	0,27	42	61,3	22,3	49
	A 3	0,18	0,29	41,6	59,5	20,0	43,4
	B 3	0,37	0,29	40,2	57,2	24,6	50,3
	C 3	0,54	0,29	42,8	64,5	22,7	48,0
	D 3	0,72	0,32	46,0	63,0	20,0	45,0
	E 3	1,05	0,24	47,7	60,5	29,2	48,3

Aus Tabelle 3 und Abb. 1 ergibt sich folgendes:

Zunächst erscheint es auffallend, daß die Vergleichsmaterialien G (nahezu kupferfrei) in fast allen Fällen die höchsten Festigkeitswerte ergeben haben. Bei G 1 dürfte dieses Verhalten auf den höheren Mangangehalt zurückzuführen sein; G 2 und G 3 besitzen jedoch nahezu gleiche Mangangehalte wie die kupferhaltigen Materialien; worauf ihre günstigen Festigkeitszahlen zurückzuführen sind, ist nicht ohne weiteres zu erkennen.

Bezüglich des Einflusses eines steigenden Kupfergehaltes gilt folgendes:

Weicheisen: Mit steigendem Kupfergehalt steigen σ_B und σ_S von 0,18% Cu ab ganz regelmäßig an.

Dehnung und Einschnürung weisen schwachen Abfall auf.

Hochbaustahl: Der Einfluß eines steigenden Kupfergehaltes ist der gleiche wie beim Weicheisen.

Die Werte für Material B 2 fallen etwas heraus, was auf den höheren Kohlenstoffgehalt dieses Materials (0,25% C) zurückzuführen sein dürfte. Die Werte sind in Abb. 1 in Klammern [ ] gesetzt.

Digitized by Google

Hartstahl: Dieses Material weist größere Schwankungen im Kurvenverlauf auf. Die Ursache dafür dürfte auch hier in den schwankenden Kohlenstoffgehalten zu suchen sein. Ein schwacher Anstieg von σ_S mit steigendem Kupfergehalt ist jedoch auch hier unverkennbar. Die verhältnismäßig hohe Dehnung des Materials E 3 hängt vermutlich mit dem niedrigeren Kohlenstoffgehalt zusammen.

III. Metallographische Gefügeuntersuchung.

Von allen 18 Materialien wurden Querschliffe und Längsschliffe entnommen, die mit alkoholischer Salpetersäure geätzt wurden. Sämtliche Werkstoffe zeigten am Rand eine schwache Entkohlung[1].

Aus der Gefügeuntersuchung ergibt sich, daß innerhalb der drei Stahlsorten keine wesentlichen Unterschiede im Kleingefüge bestehen. Selbst Kupfergehalte über 1% Cu haben gar keinen Einfluß auf den Gefügeaufbau.

IV. Korrosionsversuche bei Zimmertemperatur.

Zu den Korrosionsversuchen wurden allseitig abgeschmirgelte Plättchen (Abmessungen etwa: 44×28 ×4,5 mm und Bohrung von 5 mm Durchmesser) verwandt. Die Plättchen wurden zunächst mit Benzol und darauf mit einem Alkohol- und Äthergemisch entfettet, im Trockenschrank bei 100° getrocknet und dann gewogen.

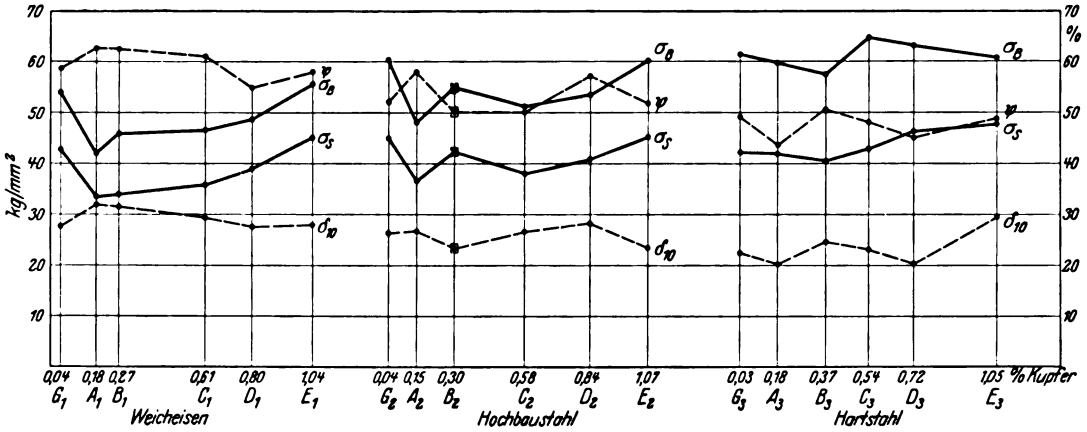


Abb. 1. Ergebnisse der Festigkeitsversuche (Tabelle 3).

Tabelle 4. Gefügeuntersuchung der zu den Korrosionsversuchen verwendeten Materialien.
(Ausgeführt im Laboratorium der Dortmunder Union.)

Stahlsorte	Bezeichnung	Kupfer %	Kohlenstoff %	Beschreibung des Gefüges	Abb.	Lineare Vergrößerung
Weicheisen	G 1	0,04	0,13	Sehr feines, am Rande etwas gröberes Korn. In der Mitte schwache Zeilenstruktur	2	300
	A 1	0,18	0,09	Am Rande schwache Rekristallisation, in der Mitte feines, gleichmäßiges Korn	3	300
	B 1	0,27	0,07	Feines und gleichmäßiges Korn	4	300
	C 1	0,61	0,07	Wie B 1	5	300
	D 1	0,80	0,07	Wie A 1	6	300
	E 1	1,04	0,08	Sehr feines, gleichmäßiges Korn. In der Mitte Anhäufungen nichtmetallischer Einschlüsse	7	300
Hochbaustahl	G 2	0,04	0,15	Am Rande schwache Rekristallisation. Sehr feines, gleichmäßiges Korn. In der Mitte schwache Zeilenstruktur	8	300
	A 2	0,15	0,15	Feines, gleichmäßiges Korn. In der Mitte nichtmetallische Einschlüsse	9	300
	B 2	0,30	0,25	Sehr feines, gleichmäßiges Korn. In der Mitte schwache Zeilenstruktur	10	300
	C 2	0,58	0,22	Feines, gleichmäßiges Korn	11	300
	D 2	0,84	0,19	Sehr feines, gleichmäßiges Korn. In der Mitte nichtmetallische Einschlüsse	12	300
	E 2	1,07	0,22	Sehr feines, gleichmäßiges Korn	13	300
Hartstahl	G 3	0,03	0,27	Ziemlich gleichmäßiges, feines Korn	14	300
	A 3	0,18	0,29	Sehr feines, gleichmäßiges Korn	15	300
	B 3	0,37	0,29	Wie A 3	16	300
	C 3	0,54	0,29	Feines und gleichmäßiges Korn	17	300
	D 3	0,72	0,32	Sehr feines, gleichmäßiges Korn. Im Kern schwache Zeilenstruktur	18	300
	E 3	1,05	0,24	Sehr feines, gleichmäßiges Korn	19	300

[1] Für die nachfolgend beschriebenen Korrosionsversuche ist die schwache Entkohlung belanglos, da zu den Versuchen allseitig abgeschmirgelte Probeplättchen verwendet wurden.

Digitized by Google

Weicheisen.

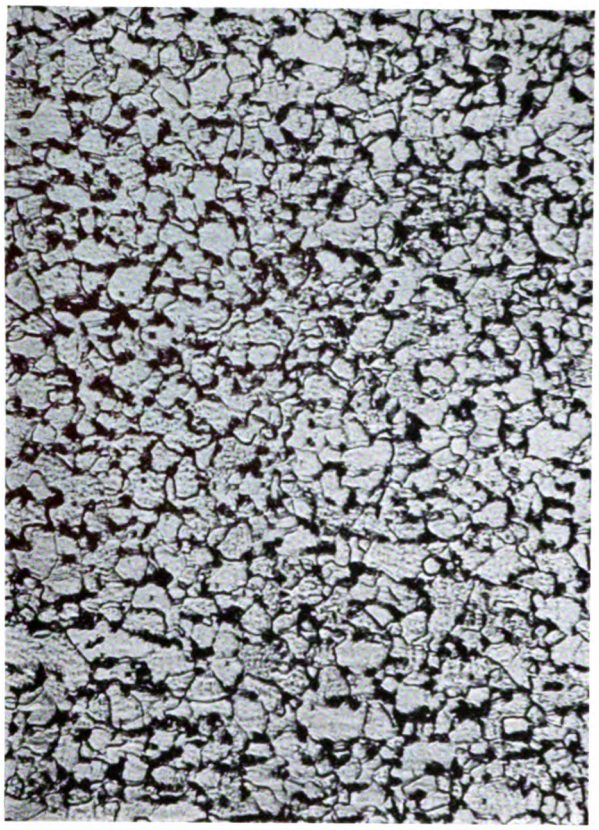


Abb. 2. G_1. $v = 300$.

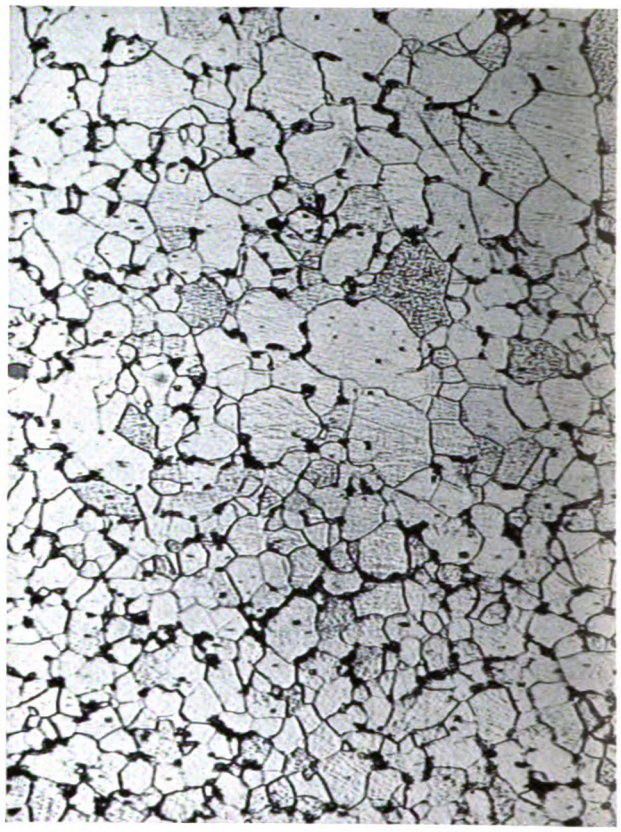


Abb. 3. A_1. $v = 300$.

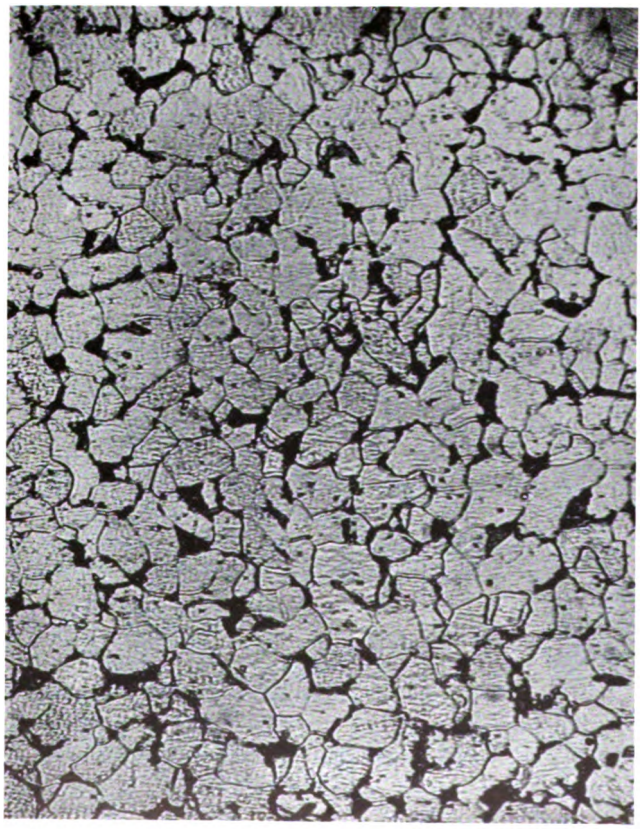


Abb. 4. B_1. $v = 300$.

Abb. 5. C_1. $v = 300$.

Digitized by Google

Weicheisen.

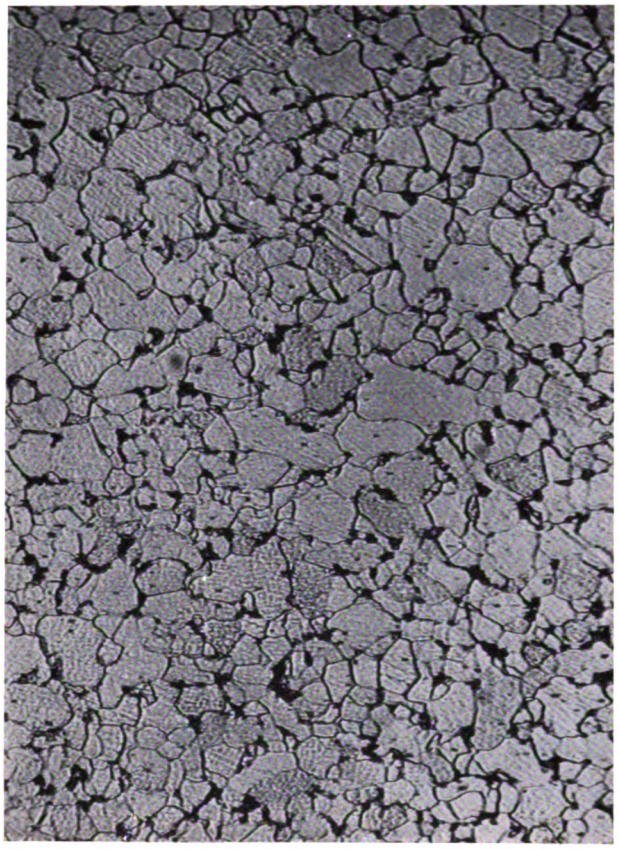


Abb. 6. D_1. $v = 300$.

Abb. 7. E_1. $v = 300$.

Hochbaustahl.

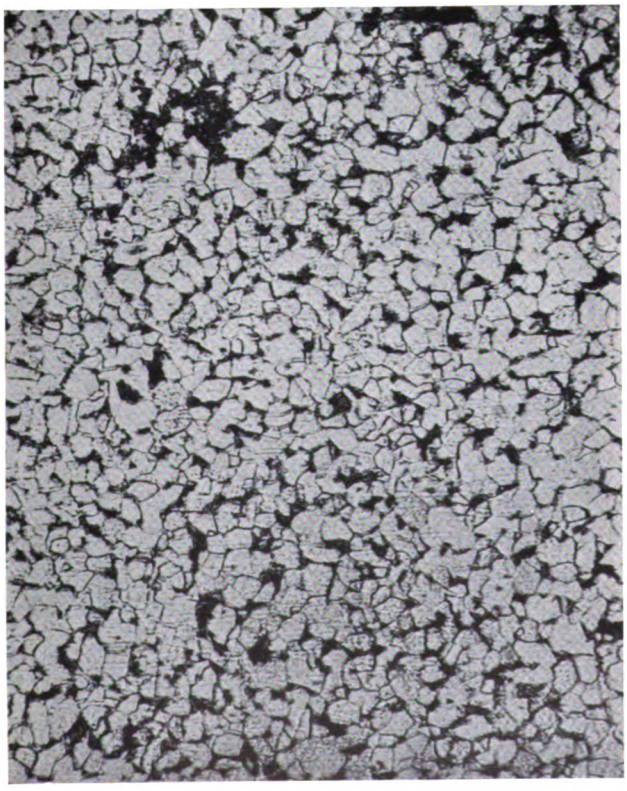


Abb. 8. G_2. $v = 300$.

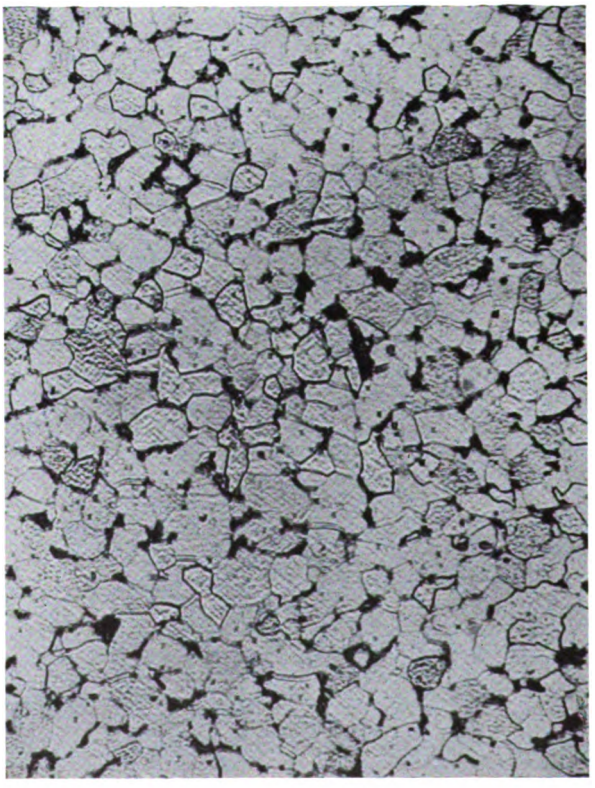


Abb. 9. A_2. $v = 300$.

Digitized by Google

Hochbaustahl.

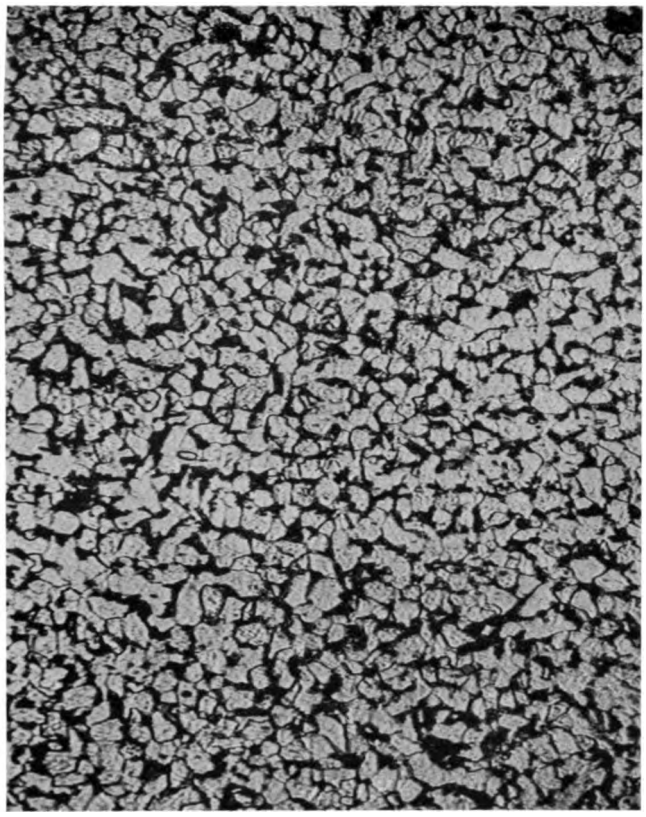


Abb. 10. B_2. $v = 300$.

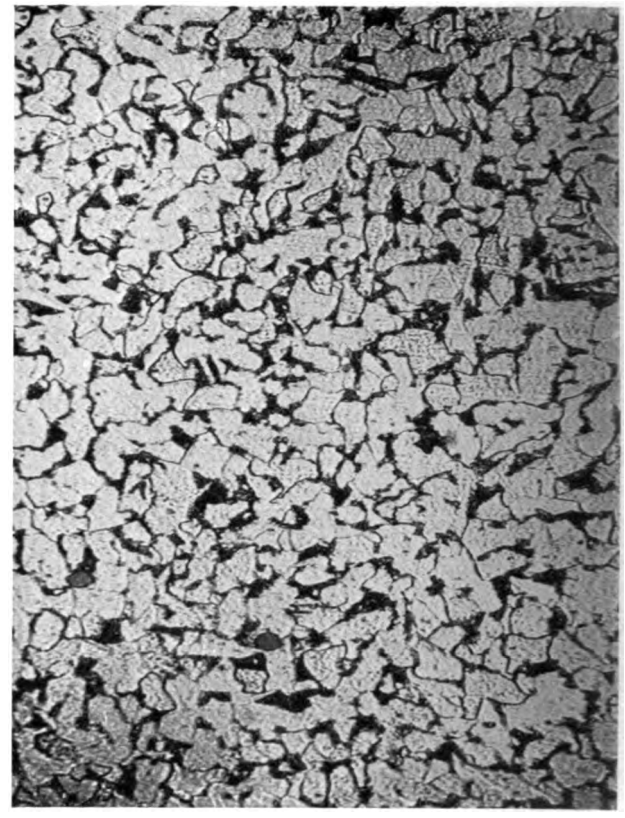


Abb. 11. C_2. $v = 300$.

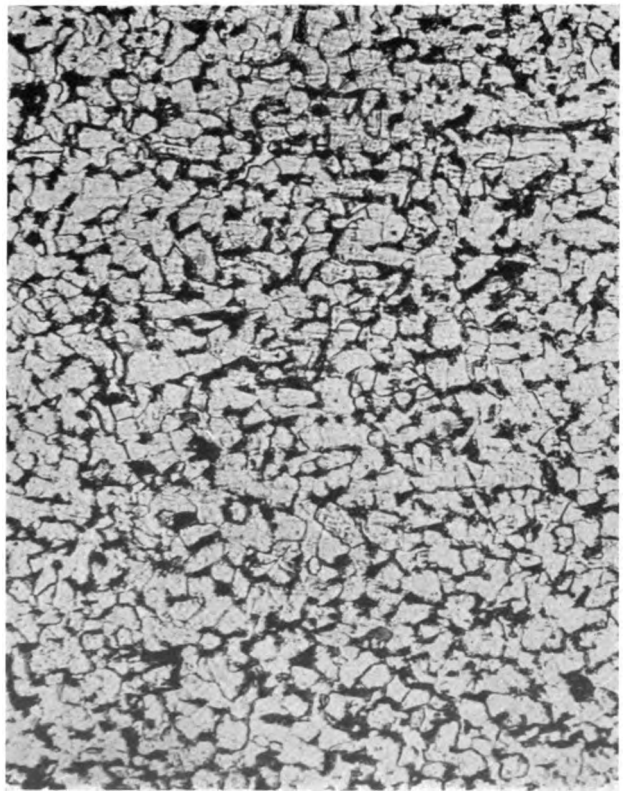


Abb. 12. D_2. $v = 300$.

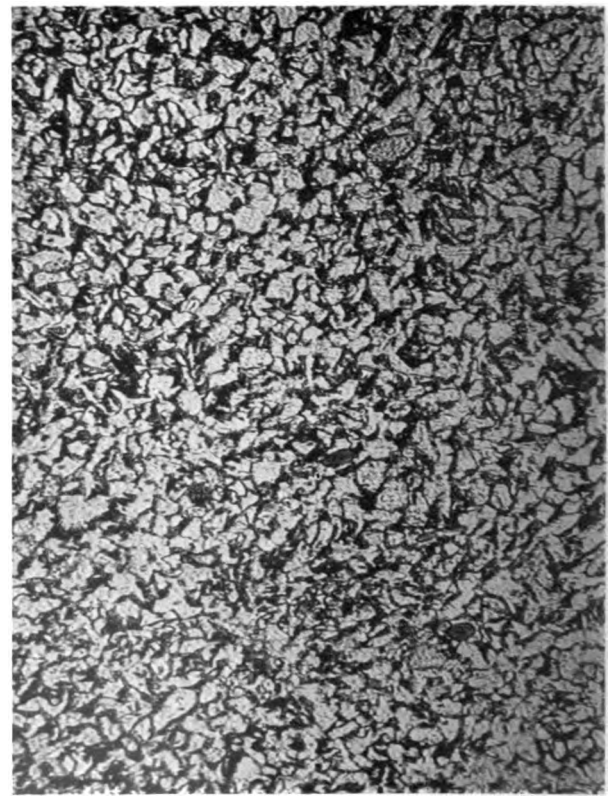


Abb. 13. F_2. $v = 300$.

Digitized by Google

Hartstahl.

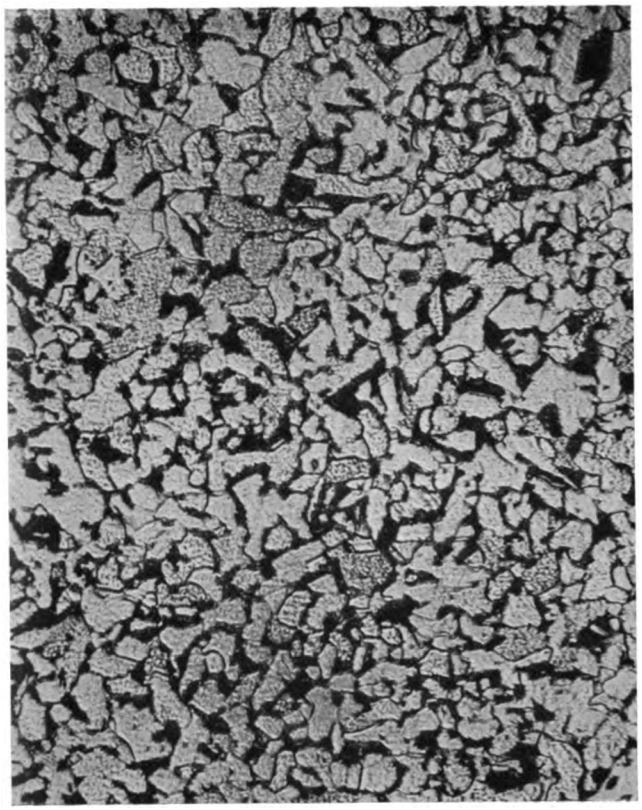


Abb. 14. G_3. $v = 300$.

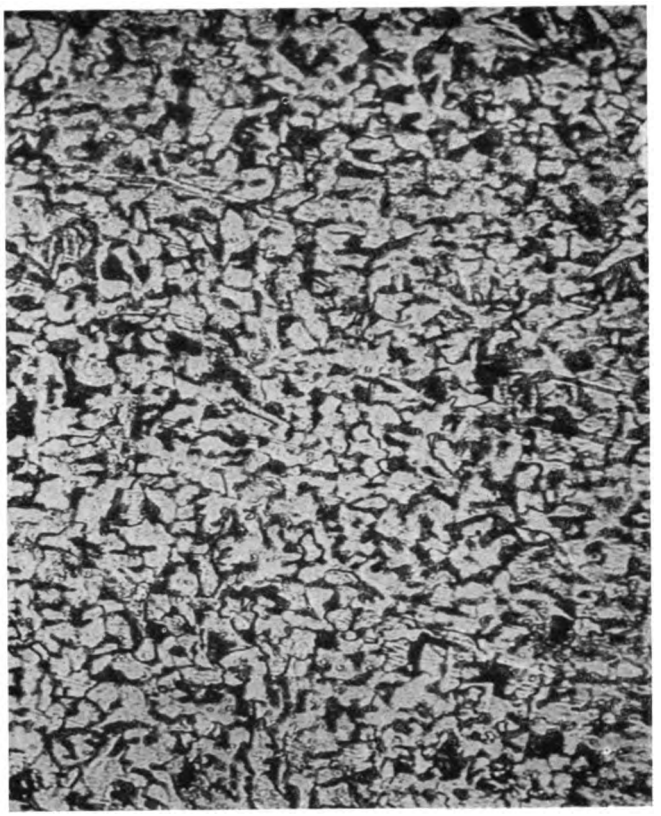


Abb. 15. A_3. $v = 300$.

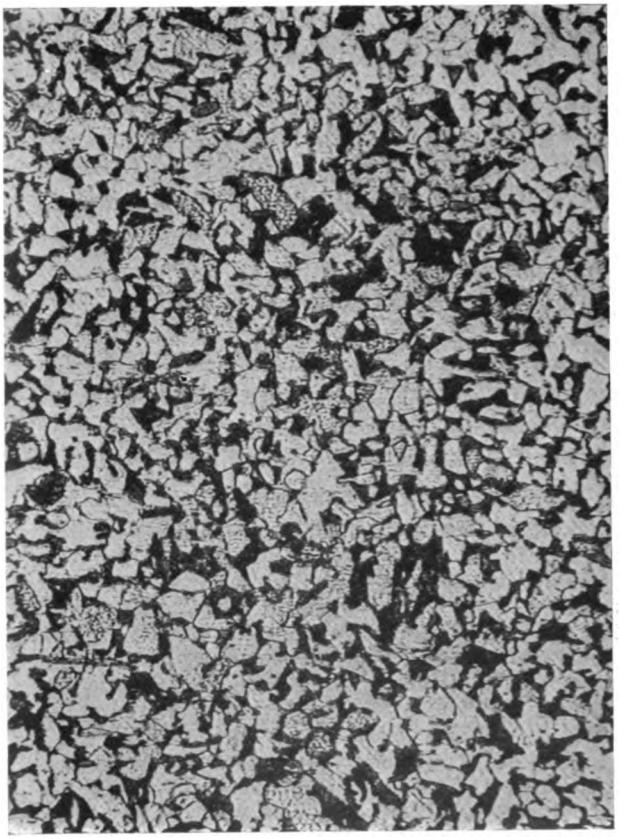


Abb. 16. B_3. $v = 300$.

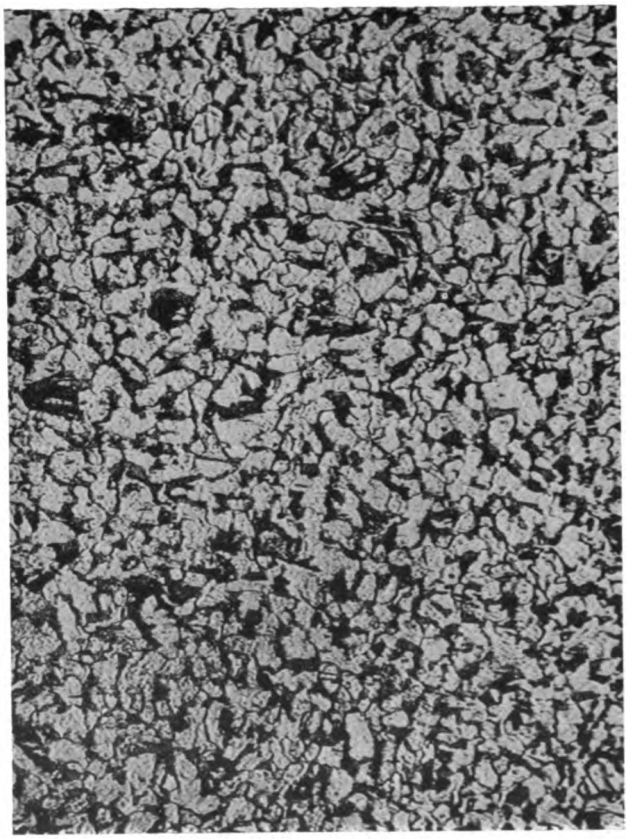


Abb. 17. C_3. $v = 300$.

Digitized by Google

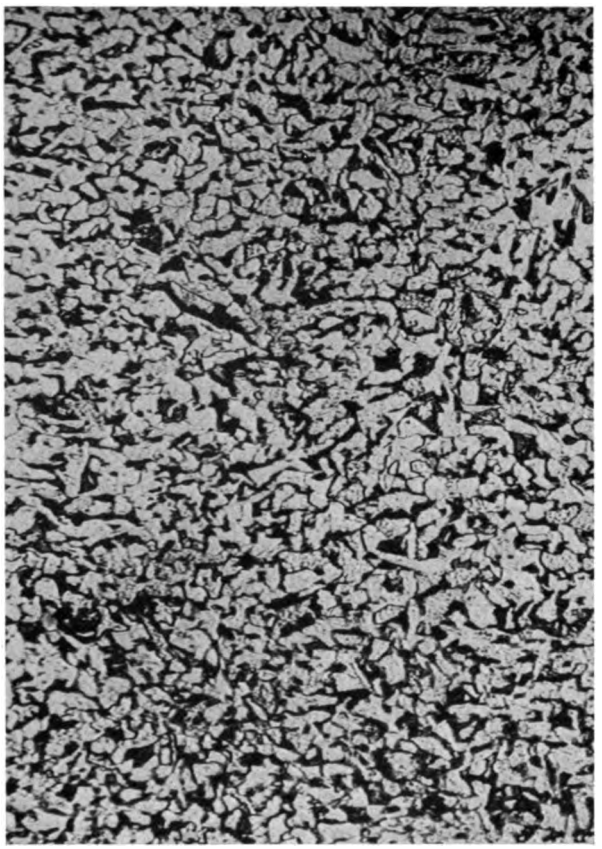


Abb. 18. D_2. $v = 300$.

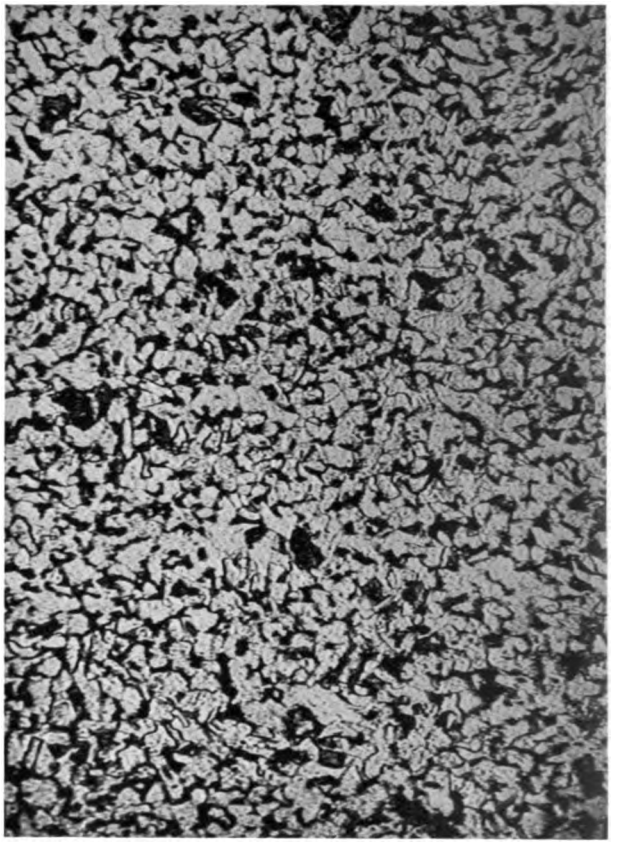


Abb. 19. E_2. $v = 300$.

Nach Maßgabe der Abb. 20 wurde je ein Plättchen am Glashaken in einen Glaszylinder mit 500 ccm Versuchsflüssigkeit (Wasser, Säure usw.) eingehängt; die obere Kante des Plättchens befand sich 25 mm unter dem Flüssigkeitsspiegel. Das verdunstete Wasser wurde nach je 10 Tagen durch Zugeben von destilliertem Wasser ersetzt. Nach 20, 40 und 60 Tagen wurden je 3 Probeplättchen jedes Materials herausgenommen, mit einer weichen Bürste von anhaftendem Rost bzw. Belag gereinigt[1], in Alkohol gelegt, mit einem Tuch getrocknet, bei 100° im Trockenschrank erwärmt und nach dem Abkühlen wieder gewogen. Da sämtliche Plättchen nahezu gleiche Oberfläche und gleiches Gewicht hatten, so sind in den nachfolgenden Tabellen die Gewichtsabnahmen in Prozenten des Gesamtgewichtes angegeben. Jede Prozentangabe ist der Mittelwert aus 3 Einzelwerten.

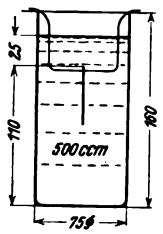


Abb. 20. Versuchsanordnung für die Korrosionsversuche bei Zimmertemperatur.

IVa. Korrosionsversuche in destilliertem Wasser.

Die Ergebnisse sind in Tabelle 5 zusammengestellt und in Abb. 21 graphisch aufgetragen.

Aus Tabelle 5 und Abb. 21 geht folgendes hervor:

1. Die im Amt und in Dortmund ausgeführten Korrosionsversuche weisen unter Berücksichtigung der an den verschiedenen Orten (Berlin und Dortmund) herrschenden verschiedenen Zimmertemperaturen, ferner unter Berücksichtigung des Umstandes, daß die Versuche zu verschiedenen Jahreszeiten ausgeführt werden mußten, überraschend gute Übereinstimmung auf. Größere Abweichungen finden sich nur bei den Versuchen mit Hartstahl (60 Tage Versuchsdauer).

2. Im allgemeinen weisen die Kurven, von einzelnen Schwankungen abgesehen, mit steigendem Kupfergehalt

[1] Der auf den Plättchen fester haftende, nicht abwaschbare Rost wurde nach den folgenden zwei Verfahren entfernt:

1. Verfahren: Die Plättchen werden mit schwach ammoniakalischer Ammoniumzitratlösung (173 g Ammoniumzitrat auf 1 Liter Wasser und 200 ccm Ammoniak, Vol.-Gewicht = 0,925) behandelt. Der Rost löst sich darin auf; das darunter befindliche Eisen wird nicht angegriffen. Dieses Verfahren wurde bei der Dortmunder Union angewendet.

2. Verfahren: Die Plättchen werden in 7proz. Natronlauge mit Zinkspänen oder Zinkgranalien auf dem Wasserbad erwärmt. Nach kurzer Zeit tritt starke Wasserstoffentwicklung auf, die eine Reduktion des Eisenrostes zu schwarzem Eisen einleitet. Das unter dem Rost befindliche Eisen wird von Natronlauge nicht angegriffen. Eine einstündige Behandlung der gerosteten Plättchen reicht zumeist aus, um den Eisenrost völlig zu reduzieren; der lockere Eisenschlamm läßt sich dann leicht abwaschen. Bei längerer Behandlung mit Natronlauge und Zink bleibt auf den Plättchen ein Belag von Zinkhydroxyd zurück, der mit Arsenschwefelsäure (2proz. Schwefelsäure + 2 g arsenige Säure im Liter; vgl. O. Bauer: Mitt. Materialpr.-Amt 1914, S. 458) leicht abgelöst werden kann. Das letztere Verfahren wurde bei den Versuchen im Amt fast ausschließlich angewendet.

Digitized by Google

ein schwaches Absinken auf. Am deutlichsten ist das Absinken bei Hartstahl.

IV b. Korrosionsversuche in Flußwasser.

Die Ergebnisse sind in Tabelle 6 zusammengestellt und in Abb. 22 graphisch aufgetragen.

Tabelle 5. Korrosionsversuche in destilliertem Wasser bei Zimmertemperatur.

Material	Bezeichnung	Chemische Zusammensetzung		Versuche des Staatl. Materialprüfungsamtes: Gewichtsabnahme in % (Mittel aus je 3 Einzelwerten) nach			Versuche der Dortmunder Union: Gewichtsabnahme in % (Mittel aus je 3 Einzelwerten) nach		
		Cu %	C %	20 Tagen	40 Tagen	60 Tagen	20 Tagen	40 Tagen	60 Tagen
Weicheisen	G 1	0,04	0,13	0,203	0,367	0,520	0,199	0,354	0,510
	A 1	0,18	0,09	0,192	0,360	0,499	0,187	0,352	0,590
	B 1	0,27	0,07	0,192	0,364	0,514	0,202	0,369	0,520
	C 1	0,61	0,07	0,175	0,311	0,450	0,195	0,356	0,500
	D 1	0,80	0,07	0,168	0,312	0,456	0,181	0,345	0,476
	E 1	1,04	0,08	0,161	0,298	0,452	0,169	0,350	0,510
Hochbaustahl	G 2	0,04	0,15	0,199	0,377	0,536	0,190	0,405	0,530
	A 2	0,15	0,15	0,198	0,380	0,549	0,190	0,362	0,510
	B 2	0,30	0,25	0,187	0,355	0,506	0,190	0,312	0,453
	C 2	0,58	0,22	0,177	0,314	0,461	0,187	0,336	0,487
	D 2	0,84	0,19	0,154	0,294	0,438	0,187	0,347	0,500
	E 2	1,07	0,22	0,147	0,290	0,447	0,184	0,350	0,500
Hartstahl	G 3	0,03	0,27	0,205	0,387	0,566	0,227	0,391	0,690
	A 3	0,18	0,29	0,180	0,320	0,494	0,174	0,345	0,530
	B 3	0,37	0,29	0,187	0,352	0,472	0,195	0,381	0,610
	C 3	0,54	0,29	0,187	0,343	0,497	0,223	0,388	0,630
	D 3	0,72	0,32	0,201	0,351	0,501	0,187	0,383	0,610
	E 3	1,05	0,24	0,159	0,297	0,450	0,209	0,354	0,583

Tabelle 6. Korrosionsversuche in Flußwasser (Spreewasser) bei Zimmertemperatur.

Material	Bezeichnung	Chemische Zusammensetzung		Versuche des Staatl. Materialprüfungsamtes: Gewichtsabnahme in % (Mittel aus je 3 Einzelwerten) nach			Versuche der Dortmunder Union: Gewichtsabnahme in % (Mittel aus je 3 Einzelwerten) nach		
		Cu %	C %	20 Tagen	40 Tagen	60 Tagen	20 Tagen	40 Tagen	60 Tagen
Weicheisen	G 1	0,04	0,13	0,204	0,396	0,588	0,183	0,307	0,600
	A 1	0,18	0,09	0,192	0,402	0,570	0,155	0,408	0,500
	B 1	0,27	0,07	0,197	0,402	0,583	0,173	0,421	0,520
	C 1	0,61	0,07	0,190	0,390	0,575	0,160	0,414	0,500
	D 1	0,80	0,07	0,192	0,383	0,556	0,162	0,337	0,550
	E 1	1,04	0,08	0,195	0,386	0,566	0,150	0,288	0,570
Hochbaustahl	G 2	0,04	0,15	0,201	0,416	0,616	0,185	0,306	0,570
	A 2	0,15	0,15	0,195	0,397	0,596	0,190	0,305	0,570
	B 2	0,30	0,25	0,190	0,378	0,576	0,183	0,297	0,570
	C 2	0,58	0,22	0,175	0,350	0,546	0,177	0,307	0,570
	D 2	0,84	0,19	0,181	0,357	0,547	0,176	0,281	0,570
	E 2	1,07	0,22	0,172	0,360	0,551	0,174	0,308	0,560
Hartstahl	G 3	0,03	0,27	0,191	0,372	0,538	0,165	0,315	0,660
	A 3	0,18	0,29	0,167	0,347	0,540	0,154	0,328	0,560
	B 3	0,37	0,29	0,169	0,348	0,539	0,164	0,323	0,540
	C 3	0,54	0,29	0,168	0,368	0,582	0,160	0,280	0,530
	D 3	0,72	0,32	0,199	0,401	0,555	0,147	0,300	0,610
	E 3	1,05	0,24	0,172	0,360	0,556	0,143	0,282	0,530

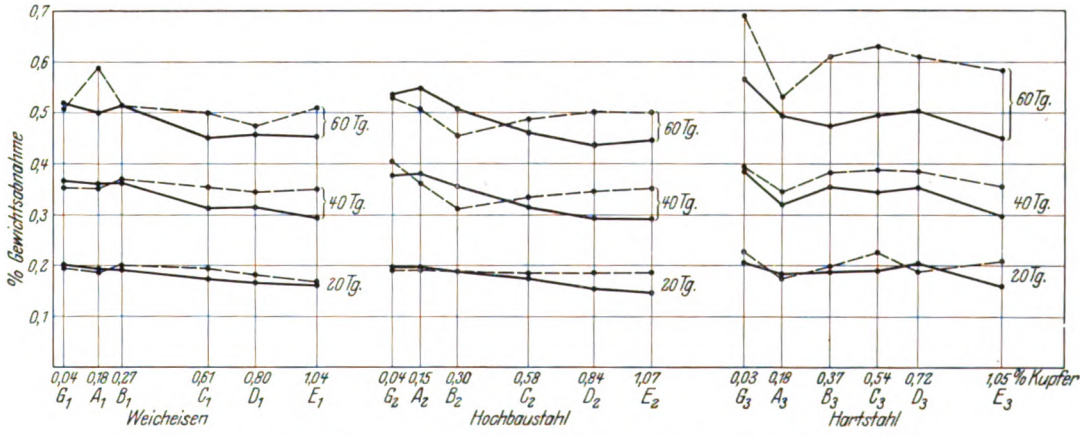


Abb. 21. Korrosionsversuche in destilliertem Wasser bei Zimmertemperatur (Tabelle 5).
•——• Versuche des Staatl. Materialprüfungsamtes; • - - - • Versuche der Dortmunder Union.

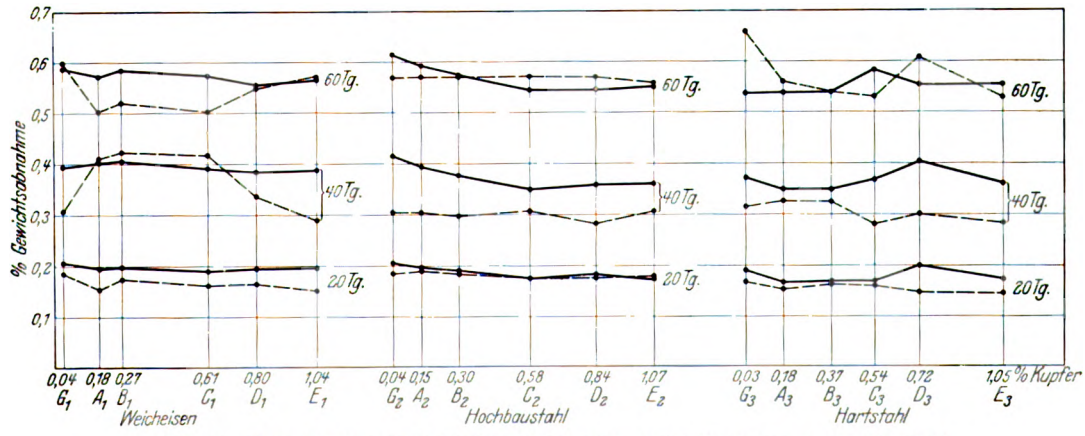


Abb. 22. Korrosionsversuche in Flußwasser (Spreewasser) bei Zimmertemperatur (Tabelle 6).
•——• Versuche des Staatl. Materialprüfungsamtes; • - - - • Versuche der Dortmunder Union.

Digitized by Google

Aus Tabelle 6 und Abb. 22 geht folgendes hervor:

1. Die im Amt und in Dortmund durchgeführten Korrosionsversuche weisen bei 20tägiger Versuchsdauer einigermaßen befriedigende Übereinstimmung auf, bei den längeren Versuchsdauern (40 und 60 Tage) sind zum Teil erhebliche Schwankungen vorhanden. Hierzu ist zu bemerken, daß die Versuche an verschiedenen Orten und zu verschiedenen Zeiten ausgeführt wurden, wobei es naturgemäß unmöglich ist, die Raumtemperaturen, die einen wesentlichen Einfluß auf die Stärke der Korrosion ausüben, immer gleich zu halten.

2. Bei den im Amt ausgeführten Versuchen ist zwar beim Weicheisen ein sehr schwaches Absinken der Korrosion mit steigendem Kupfergehalt erkennbar; die in Dortmund ausgeführten Versuche weisen gerade bei dieser Reihe die größten Schwankungen auf.

3. Beim Hochbaustahl weisen die im Amt ausgeführten Versuche ein schwaches Absinken der Korrosion mit steigendem Kupferzusatz auf; die in Dortmund ausgeführten Versuche lassen einen Einfluß des Kupferzusatzes nicht erkennen.

4. Beim Hartstahl weisen die im Amt ausgeführten Versuche keinen deutlichen Einfluß des Kupferzusatzes auf; die in Dortmund ausgeführten Versuche lassen ein schwaches Absinken der Korrosion erkennen.

IVc. Korrosionsversuche in Nordseewasser.

Die Ergebnisse sind in Tabelle 7 zusammengestellt und in Abb. 23 graphisch aufgetragen.

Aus Tabelle 7 und Abb. 23 geht folgendes hervor:

1. Die in Dortmund durchgeführten Korrosionsversuche mit Nordseewasser weisen durchgängig erheblich größere Gewichtsabnahme der Eisenplättchen auf als die im Amt durchgeführten. Die Erklärung dafür läßt sich nur unter Berücksichtigung der verschiedenen Jahreszeiten, zu denen die Versuche ausgeführt wurden, geben. Im Amt lag die Versuchszeit für diese Reihe in den kalten Wintermonaten des Winters 1928/29, die Zimmertemperatur kühlte in den kalten Nächten bis auf +8° C ab. In Dortmund wurden diese Versuche in den warmen Sommermonaten des Jahres 1928 ausgeführt.

Es ist bekannt, daß schon kleine Temperaturschwankungen den Rostangriff stark beeinflussen[1]; der Angriff steigt nahezu linear mit der Temperatur.

Tabelle 7. Korrosionsversuche in Nordseewasser bei Zimmertemperatur.

Material	Bezeichnung	Chemische Zusammensetzung		Versuche des Staatl. Materialprüfungsamtes: Gewichtsabnahme in % (Mittel aus je 3 Einzelwerten) nach			Versuche der Dortmunder Union: Gewichtsabnahme in % (Mittel aus je 3 Einzelwerten) nach		
		Cu %	C %	20 Tagen	40 Tagen	60 Tagen	20 Tagen	40 Tagen	60 Tagen
Weicheisen	G 1	0,04	0,13	0,140	0,254	0,364	0,225	0,366	0,492
	A 1	0,18	0,09	0,129	0,258	0,359	0,235	0,375	0,510
	B 1	0,27	0,07	0,128	0,250	0,361	0,220	0,359	0,510
	C 1	0,61	0,07	0,131	0,253	0,349	0,240	0,355	0,510
	D 1	0,80	0,07	0,128	0,246	0,344	0,210	0,314	0,472
	E 1	1,04	0,08	0,129	0,249	0,367	0,205	0,365	0,500
Hochbaustahl	G 2	0,04	0,15	0,142	0,270	0,394	0,235	0,385	0,523
	A 2	0,15	0,15	0,139	0,254	0,376	0,224	0,356	0,486
	B 2	0,30	0,25	0,133	0,243	0,348	0,222	0,347	0,508
	C 2	0,58	0,22	0,136	0,254	0,377	0,220	0,369	0,499
	D 2	0,84	0,19	0,133	0,257	0,358	0,220	0,377	0,477
	E 2	1,07	0,22	0,139	0,261	0,371	0,210	0,343	0,468
Hartstahl	G 3	0,03	0,27	0,148	0,274	0,383	0,215	0,381	0,532
	A 3	0,18	0,29	0,135	0,262	0,371	0,220	0,380	0,492
	B 3	0,37	0,29	0,142	0,264	0,388	0,230	0,410	0,567
	C 3	0,54	0,29	0,138	0,253	0,354	0,228	0,372	0,524
	D 3	0,72	0,32	0,141	0,253	0,365	0,224	0,361	0,509
	E 3	1,05	0,24	0,139	0,267	0,366	0,220	0,365	0,502

2. Ein deutlicher Einfluß eines steigenden Kupfergehaltes auf den Korrosionswiderstand ist bei diesen Versuchen nicht erkennbar.

IVd. Korrosionsversuche in humussäurehaltigem Wasser.

Die Ergebnisse sind in Tabelle 8 zusammengestellt und in Abb. 24 graphisch aufgetragen.

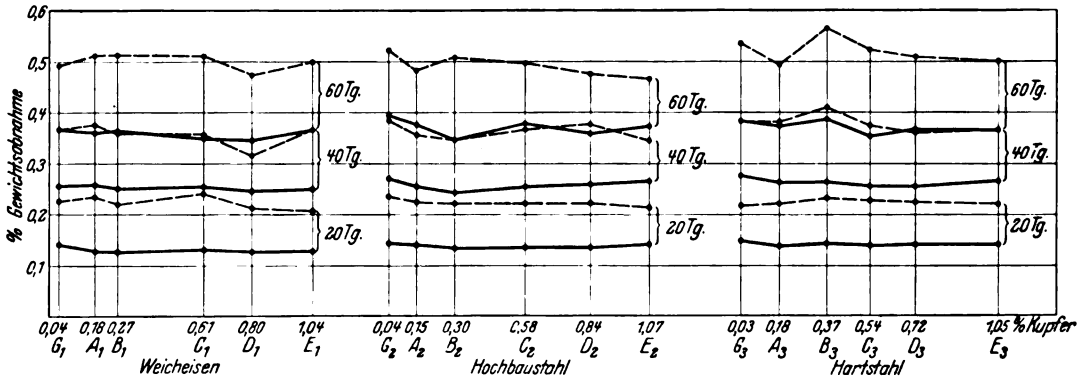


Abb. 23. Korrosionsversuche in Nordseewasser bei Zimmertemperatur (Tabelle 7).
• ——• Versuche des Staatl. Materialprüfungsamtes; •– – –• Versuche der Dortmunder Union.

Aus Tabelle 8 und Abb. 24 geht folgendes hervor:

1. Die in Dortmund durchgeführten Korrosionsversuche weisen ganz erheblich größere Gewichtsabnahmen

[1] Siehe auch O. Bauer, O. Vogel und K. Zepf: „Das Verhalten von Eisen, Rotguß und Messing gegenüber den in Kaliabwässern enthaltenen Salzen und Salzgemischen bei gewöhnlicher Temperatur und bei den im Dampfkessel herrschenden Temperaturen und Drücken". Mitt. Materialpr.-Amt Berlin-Dahlem, Sonderheft Nr. 1, S. 14. Berlin: Julius Springer 1925.

Digitized by Google

der Eisenplättchen auf als die im Amt durchgeführten. Diese großen Unterschiede sind teils auf höhere Zimmertemperaturen[1] während der Versuchszeit und teils auf die Erneuerung des angreifenden Wassers in Dortmund nach je 10 Tagen zurückzuführen. Einen wesentlichen Einfluß auf die Angriffsfähigkeit des humussäurehaltigen Wassers wird auch die Lagerzeit des Wassers haben, da sich die Humussäure im Wasser allmählich zersetzt und damit die Angriffsfähigkeit sinkt[3].

Tabelle 8. Korrosionsversuche in humussäurehaltigem Wasser bei Zimmertemperatur.

Material	Bezeichnung	Chemische Zusammensetzung		Versuche des Staatl. Materialprüfungsamtes: Gewichtsabnahme in % (Mittel aus je 3 Einzelwerten) nach			Versuche der Dortmunder Union: Gewichtsabnahme in % (Mittel aus je 3 Einzelwerten) nach		
		Cu %	C %	20 Tagen	40 Tagen	60 Tagen	20[2] Tagen	40[2] Tagen	60[2] Tagen
Weicheisen	G 1	0,04	0,13	0,040	0,130	0,249	0,165	0,409	0,567
	A 1	0,18	0,09	0,020	0,063	0,111	0,200	0,380	0,519
	B 1	0,27	0,07	0,016	0,049	0,160	0,191	0,351	0,579
	C 1	0,61	0,07	0,014	0,055	0,111	0,168	0,379	0,567
	D 1	0,80	0,07	0,013	0,032	0,070	0,168	0,374	0,564
	E 1	1,04	0,09	0,016	0,035	0,106	0,159	0,381	0,534
Hochbaustahl	G 2	0,04	0,15	0,033	0,078	0,233	0,145	0,452	0,602
	A 2	0,15	0,15	0,024	0,079	0,235	0,118	0,385	0,573
	B 2	0,30	0,25	0,024	0,048	0,128	0,127	0,403	0,597
	C 2	0,58	0,22	0,016	0,066	0,109	0,120	0,404	0,577
	D 2	0,84	0,19	0,018	0,035	0,101	0,135	0,421	0,553
	E 2	1,07	0,22	0,013	0,026	0,091	0,139	0,425	0,585
Hartstahl	G 3	0,03	0,27	0,022	0,083	0,101	0,142	0,459	0,581
	A 3	0,18	0,29	0,015	0,048	0,071	0,125	0,400	0,554
	B 3	0,37	0,29	0,016	0,050	0,049	0,131	0,421	0,562
	C 3	0,54	0,29	0,020	0,043	0,123	0,155	0,395	0,517
	D 3	0,72	0,32	0,015	0,054	0,055	0,150	0,419	0,589
	E 3	1,05	0,24	0,019	0,033	0,046	0,140	0,405	0,543

IVe und IVf. Tauchversuche in 1proz. Natriumchloridlösung und in destilliertem Wasser.

Versuchsdauer: 30, 60 und 75 Tage.

(Ausgeführt im Staatl. Materialprüfungsamt.)

Die Probeplättchen wurden, wie in Abb. 25 wiedergegeben, an Glashaken in Gefäße mit 500 ccm der Versuchsflüssigkeit eingehängt. Nach 24 Stunden wurden sämtliche Plättchen durch Heben des Aufhängegitters G aus der Flüssigkeit herausgehoben (siehe Abb. 26) und

Tabelle 9. Tauchversuche in 1proz. Natriumchloridlösung und in destill. Wasser bei Zimmertemperatur.

Material	Bezeichnung	Chemische Zusammensetzung		In Natriumchloridlösung[1]: Gewichtsabnahme in % (Mittel aus je 3 Einzelwerten) nach			In destilliertem Wasser: Gewichtsabnahme in % (Mittel aus je 3 Einzelwerten) nach		
		Cu %	C %	30 Tagen	60 Tagen	75 Tagen	30 Tagen	60 Tagen	75 Tagen
Weicheisen	G 1	0,04	0,13	1,746	5,591	8,189	0,301	0,602	0,640
	A 1	0,18	0,09	1,572	5,458	7,997	0,228	0,452	0,484
	B 1	0,27	0,07	1,574	5,639	8,608	0,235	0,423	0,465
	C 1	0,61	0,07	1,603	5,815	8,920	0,222	0,380	0,483
	D 1	0,80	0,07	1,576	5,982	8,825	0,199	0,394	0,469
	E 1	1,04	0,08	1,721	6,411	8,634	0,204	0,378	0,503
Hochbaustahl	G 2	0,04	0,15	1,710	5,538	8,321	0,232	0,442	0,588
	A 2	0,15	0,15	1,752	5,865	8,831	0,225	0,389	0,491
	B 2	0,30	0,25	1,850	6,475	8,923	0,194	0,385	0,455
	C 2	0,58	0,22	1,789	6,143	8,950	0,189	0,408	0,532
	D 2	0,84	0,19	1,851	6,643	9,487	0,192	0,384	0,454
	E 2	1,07	0,22	1,939	5,931	7,860	0,199	0,366	0,428
Hartstahl	G 3	0,03	0,27	1,775	5,725	8,755	0,235	0,462	0,572
	A 3	0,18	0,29	1,850	6,063	8,255	0,177	0,360	0,442
	B 3	0,37	0,29	1,850	6,696	8,961	0,177	0,396	0,488
	C 3	0,54	0,29	1,899	6,991	8,645	0,161	0,320	0,414
	D 3	0,72	0,32	1,867	6,229	8,343	0,198	0,336	0,396
	E 3	1,05	0,24	1,933	6,532	8,340	0,194	0,347	0,431

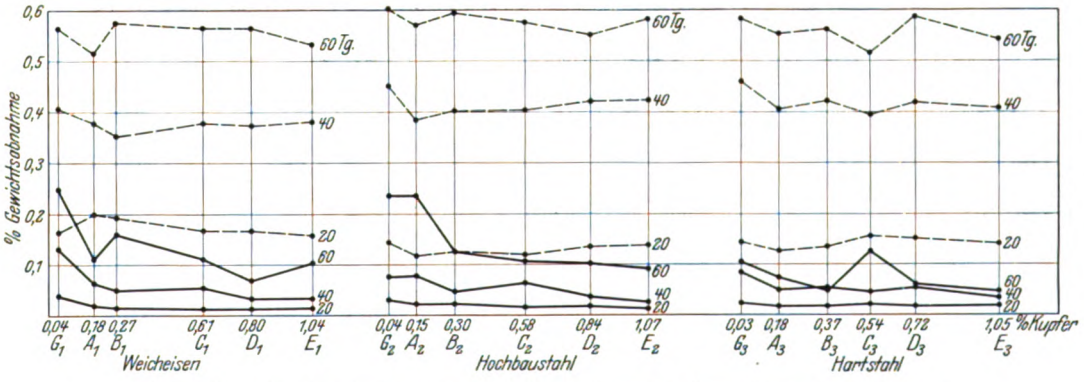


Abb. 24. Korrosionsversuche in humussäurehaltigem Wasser bei Zimmertemperatur (Tabelle 8).
•——• Versuche des Staatl. Materialprüfungsamtes; • - - - • Versuche der Dortmunder Union.

2. Mit steigendem Kupfergehalt des Materials ist eine schwache Abnahme des Rostangriffs erkennbar.

[1] Das Wasser wurde bei den Versuchen der Dortmunder Union nach je 10 Tagen erneuert.

[2] Vgl. auch Fußanmerkung 1 Seite 11.

[3] Bei den Versuchen in Dortmund wurde stets frisches, humussäurehaltiges Wasser verwendet, während bei den Versuchen im Amt das von der Dortmunder Union übersandte humussäurehaltige Wasser erst nach etwa 5monatiger Lagerzeit zur Verwendung kommen konnte.

[1] Die Plättchen waren nach dem Ausheben aus der Flüssigkeit zunächst schwarz, wurden an der Luft allmählich rostbraun und nach Eintauchen wieder schwarz. Nach längerer Versuchsdauer blätterten die Rostschichten zum Teil von den Plättchen ab (siehe die in Abb. 29 wiedergegebenen Plättchen). Das stärkere Rosten und Abblättern der Rostschichten beim Tauchversuch in Natriumchloridlösung ist darauf zurückzuführen, daß infolge der hygroskopischen Wirkung des Natriumchlorids die Plättchen an der Luft länger feucht blieben und daß somit bei ungehindertem Zutritt des Sauerstoffs die Bedingungen für verstärktes Rosten gegeben waren.

Digitized by Google

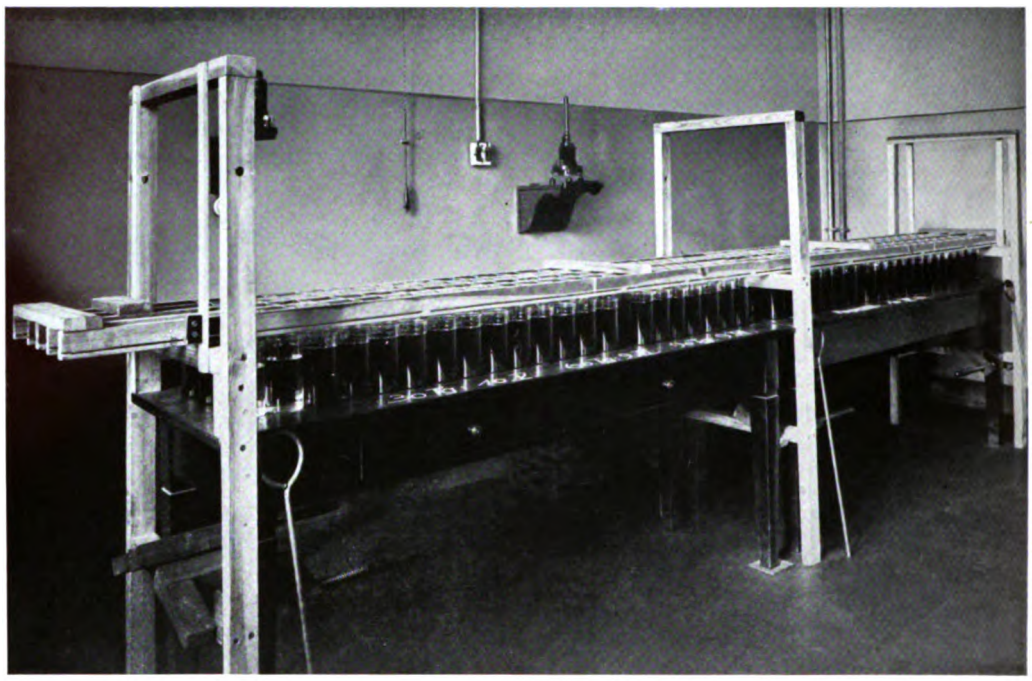


Abb. 25. Versuchsanordnung für die Tauchversuche. Probeplättchen in der Versuchsflüssigkeit.

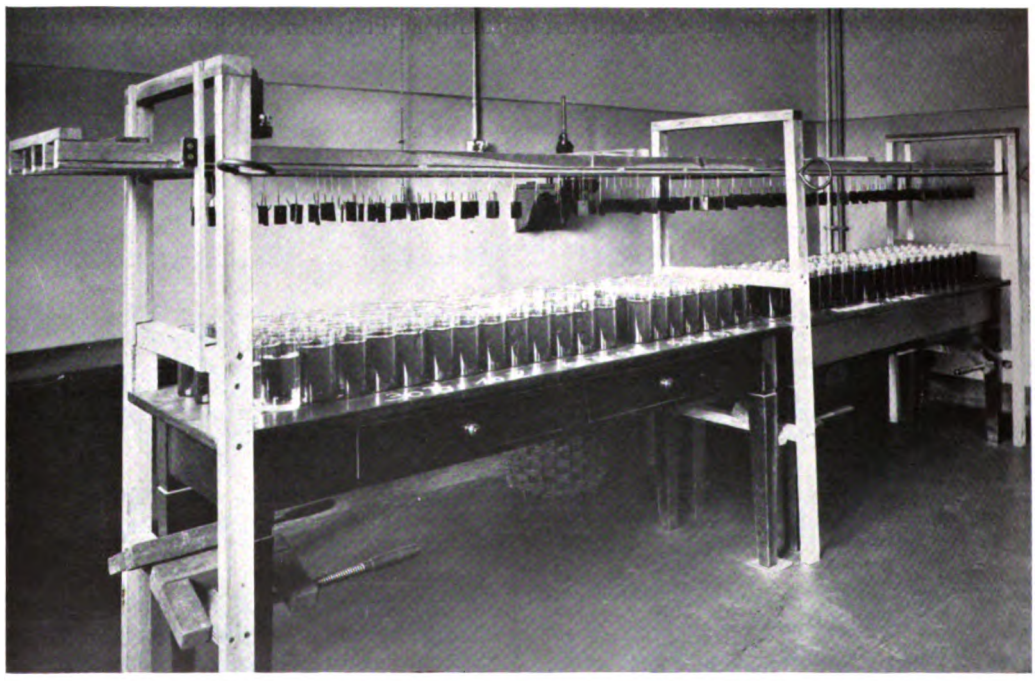


Abb. 26. Versuchsanordnung für die Tauchversuche. Probeplättchen außerhalb der Versuchsflüssigkeit.

Digitized by Google

nach 24stündigem Hängen an der Luft wieder in die Flüssigkeit eingetaucht. Die Plättchen befanden sich somit während der 75tägigen Versuchsdauer abwechselnd je 24 Stunden in der Flüssigkeit und je 24 Stunden an der Luft.

der Rostneigung der Bleche mit verschiedenen Kupfergehalten erkennbar.

Bei 60- bzw. 75tägiger Versuchsdauer weisen die Proben mit verschiedenen Kupfergehalten starke Schwankungen in der Rostneigung auf. Im allge-

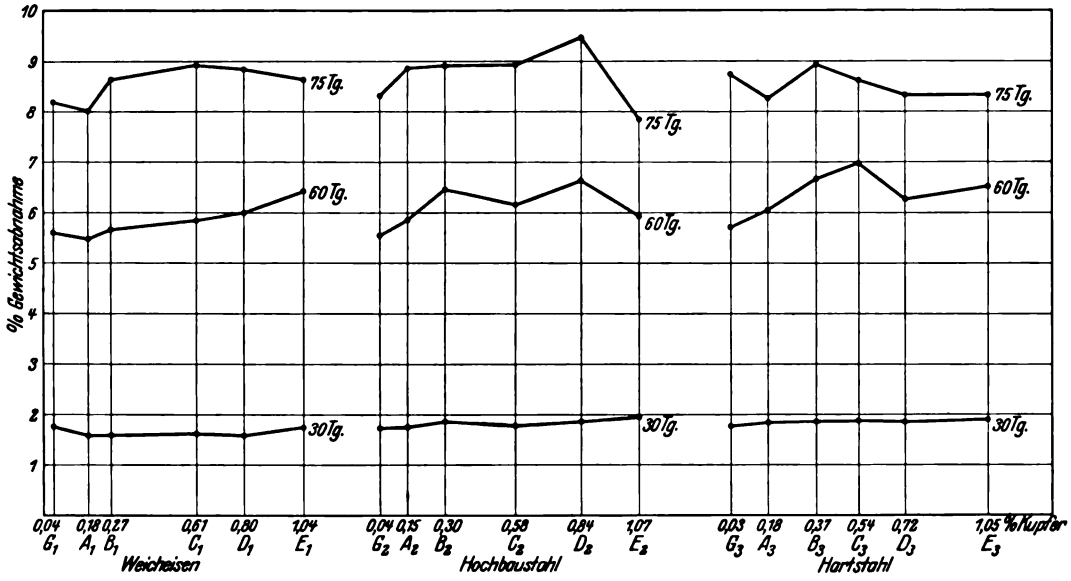


Abb. 27. Tauchversuche in 1proz. Natriumchloridlösung bei Zimmertemperatur (Tabelle 9). Versuche ausgeführt im Staatl. Materialprüfungsamt.

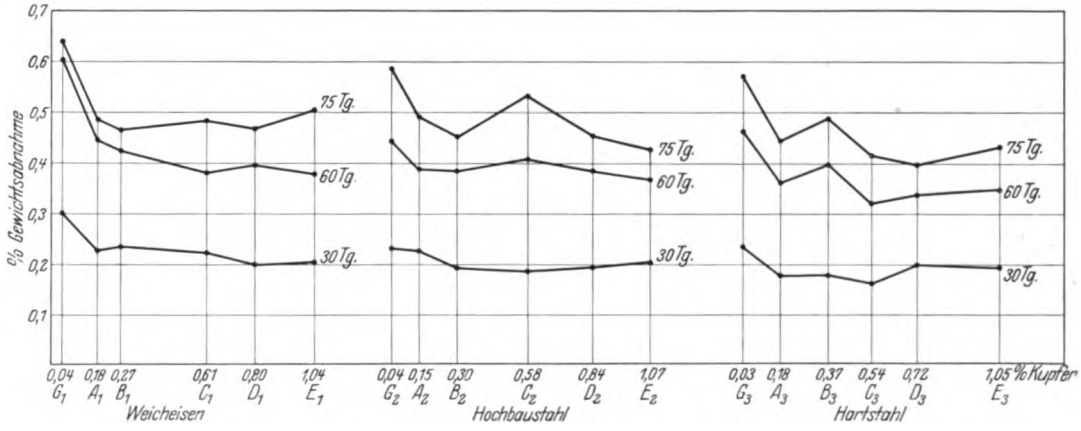


Abb. 28. Tauchversuche in destilliertem Wasser bei Zimmertemperatur (Tabelle 9). Versuche ausgeführt im Staatl. Materialprüfungsamt.

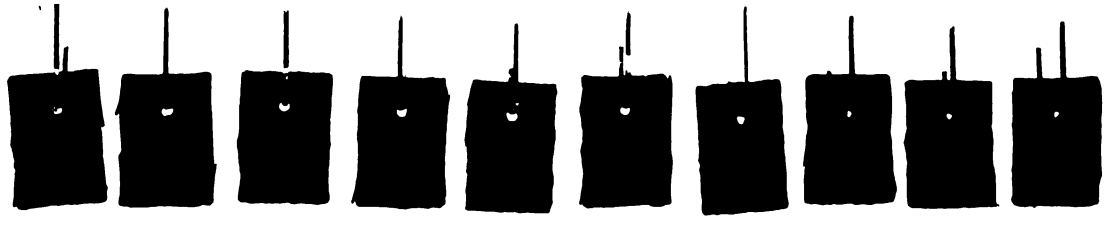


Abb. 29. Aussehen der Eisenplättchen nach Beendigung des Tauchversuchs in 1proz. Natriumchloridlösung.

Die Ergebnisse sind in Tabelle 9 zusammengestellt und in den Abb. 27 und 28 graphisch aufgetragen.

Die Tauchversuche haben folgendes ergeben:

1. Tauchversuche in 1proz. NaCl-Lösung.

Bei 30tägiger Versuchsdauer ist kein Unterschied in meinen steigt der Rostangriff mit steigendem Kupfergehalt sogar an.

2. Tauchversuche in destilliertem Wasser.

Die Gewichtsabnahme der Probeplättchen betrug hier nur etwa $^1/_{10}$ der Gewichtsabnahme in 1proz. Natrium-

Digitized by Google

chloridlösung. Im allgemeinen fällt der Angriff mit steigendem Kupfergehalt.

IVg. Korrosionsversuche an freier Luft

(auf dem Dach des Amtes in Dahlem).

Versuchsdauer: 3, 6 und 9 Monate (23. II. bis 23. XI.1928) (ausgeführt im Staatl. Materialprüfungsamt).

Die Probeplättchen wurden an weichem Eisendraht auf dem Dach frei aufgehängt.

Die Ergebnisse sind in Tabelle 10 zusammengestellt und in Abb. 30 graphisch aufgetragen.

Tabelle 10. Korrosionsversuche an freier Luft (auf dem Dach des Amtes in Dahlem).

Material	Bezeichnung	Chemische Zusammensetzung		Gewichtsabnahme in % (Mittel aus je 3 Einzelheiten) nach		
		Cu %	C %	3 Monaten	6 Monaten	9 Monaten
Weicheisen	G 1	0,04	0,13	0,849	1,128	1,624
	A 1	0,18	0,09	0,727	0,975	1,522
	B 1	0,27	0,07	0,728	1,014	1,473
	C 1	0,61	0,07	0,677	1,015	1,543
	D 1	0,80	0,07	0,646	0,996	1,522
	E 1	1,04	0,08	0,627	0,972	1,521
Hochbaustahl	G 2	0,04	0,15	0,723	1,107	1,623
	A 2	0,15	0,15	0,669	1,047	1,573
	B 2	0,30	0,25	0,621	0,962	1,391
	C 2	0,58	0,22	0,685	0,961	1,570
	D 2	0,84	0,19	0,670	0,947	1,565
	E 2	1,07	0,22	0,611	0,894	1,413
Hartstahl	G 3	0,03	0,27	9,704	1,108	1,574
	A 3	0,18	0,29	0,604	0,922	1,366
	B 3	0,37	0,29	0,638	1,012	1,445
	C 3	0,54	0,29	0,613	0,929	1,290
	D 3	0,72	0,32	0,625	0,972	1,299
	E 3	1,05	0,24	0,633	1,009	1,283

IVh. Löslichkeitsversuche in 1proz. Schwefelsäure.

Die Ergebnisse sind in Tabelle 11 zusammengestellt und in den Abb. 31 und 32 graphisch aufgetragen.

Aus Tabelle 11 und den Abb. 31 und 32 ergibt sich folgendes:

1. Bei gleichlanger Versuchsdauer (2 Tage) haben die Löslichkeitsversuche der Dortmunder Union (Abb. 32) er-

Tabelle 11. Löslichkeitsversuche in 1proz. Schwefelsäure bei Zimmertemperatur.

Material	Bezeichnung	Chemische Zusammensetzung		Versuche des Staatl. Materialprüfungsamtes: Gewichtsabnahme in % (Mittel aus je 3 Einzelwerten) nach			Versuche der Dortmunder Union: Gewichtsabnahme in % (Mittel aus je 3 Einzelwerten) nach		
		Cu %	C %	1 Tag	2 Tagen	3 Tagen	2 Tagen	5[1] Tagen	10 Tagen
Weicheisen	G 1	0,04	0,13	2,032	4,134	5,464	15,7	48,48	92,7
	A 1	0,18	0,09	0,320	0,601	0,921	1,57	14,55	15,51
	B 1	0,27	0,07	0,321	0,637	1,016	1,75	8,97	13,14
	C 1	0,61	0,07	0,257	0,509	0,708	1,32	6,80	10,65
	D 1	0,80	0,07	0,220	0,441	0,609	1,09	4,84	9,42
	E 1	1,04	0,08	0,226	0,431	0,655	0,99	4,80	11,79
Hochbaustahl	G 2	0,04	0,15	1,525	3,158	4,608	17,7	42,95	91,6
	A 2	0,15	0,15	0,619	1,280	1,842	3,60	23,92	30,72
	B 2	0,30	0,25	0,507	1,130	1,832	3,38	17,72	29,73
	C 2	0,58	0,22	0,185	0,320	0,480	1,11	4,59	8,12
	D 2	0,84	0,19	0,192	0,403	0,633	1,32	5,33	12,15
	E 2	1,07	0,22	0,321	0,477	0,721	3,33	5,74	11,62
Hartstahl	G 3	0,03	0,27	2,128	4,197	5,511	15,9	45,48	87,3
	A 3	0,18	0,29	0,259	0,571	0,903	1,92	15,53	24,17
	B 3	0,37	0,29	0,235	0,475	0,723	1,21	7,9	11,84
	C 3	0,54	0,29	2,167	4,891	5,775	11,6	41,8	65,05
	D 3	0,72	0,32	0,259	0,593	0,969	1,88	8,35	15,32
	E 3	1,05	0,24	0,481	0,942	4,926	4,42	6,03	11,21

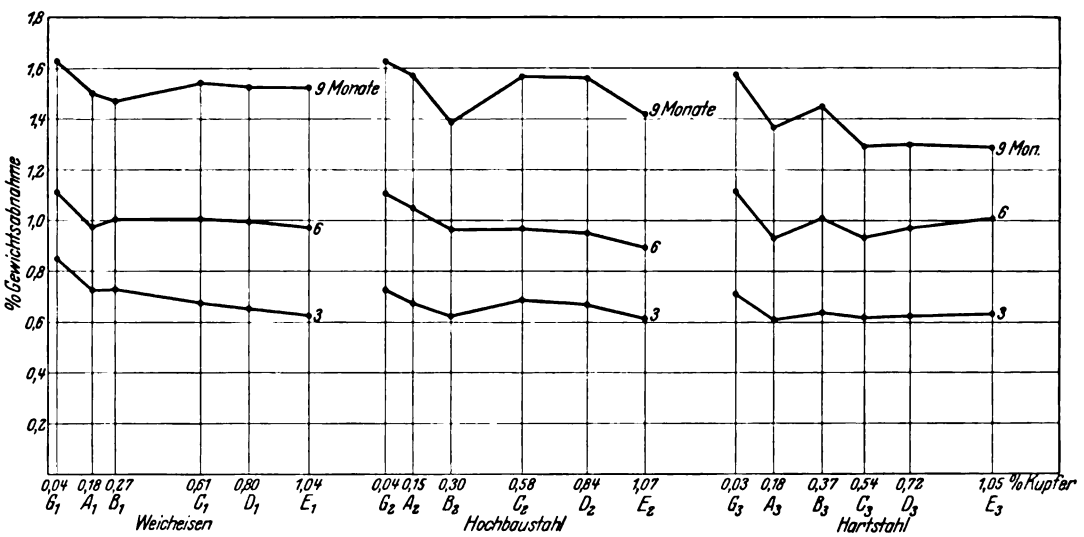


Abb. 30. Korrosionsversuche in freier Luft (auf dem Dach des Amtes) (Tabelle 10). Versuche ausgeführt im Staatl. Materialprüfungsamt.

Aus Tabelle 10 und Abb. 30 ergibt sich folgendes: Bei Korrosionsversuchen an freier Luft fällt im allgemeinen mit steigendem Kupfergehalt der Angriff. Der stärkste Abfall liegt immer zwischen den nahezu kupferfreien Blechen G und den Blechen mit etwa 0,2 bis 0,3% Cu. Weitere Erhöhung des Kupfergehaltes bedingt

heblich stärkere Gewichtsabnahmen ergeben als die Versuche des Materialprüfungsamtes. Bekanntlich wird der Säureangriff in sehr starkem Maße durch die Temperatur beeinflußt. Im Amt wurden die Säurelöslichkeitsver-

[1] Die Schwefelsäure wurde bei den Versuchen in Dortmund nach 5 Tagen erneuert.

Digitized by Google

suche in den kalten Wintermonaten 1928/29, in Dortmund im warmen Sommer 1928 durchgeführt. Hierin dürfte die Erklärung für das verschiedene Verhalten zu suchen sein.

Die Proben B 2 (0,085% P) in Abb. 32 und E 3 (0,088% P) in Abb. 31 zeigen ebenfalls im Vergleich mit den anderen Proben bei längerer Versuchsdauer eine zum Teil starke Zunahme der Löslichkeit.

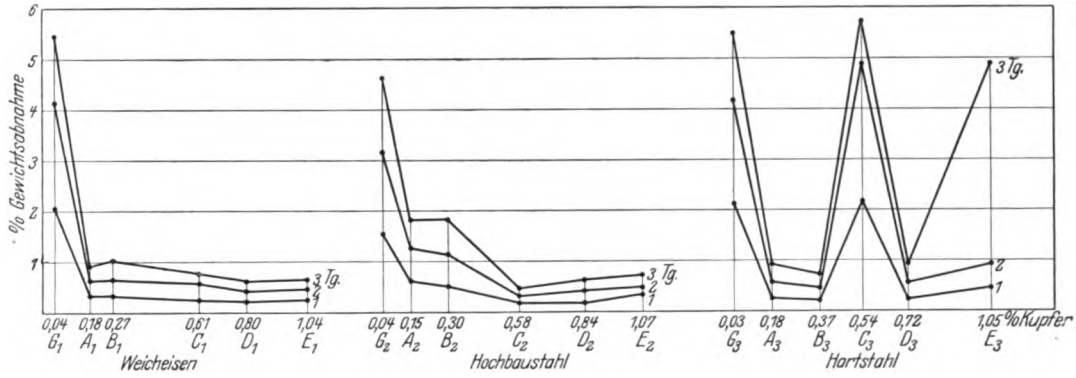


Abb. 31. Löslichkeitsversuche in 1 proz. Schwefelsäure (Tabelle 11).
Versuche ausgeführt im Staatl. Materialprüfungsamt.

2. Ein kleiner Zusatz von 0,18 bis 0,3% Cu zu dem nahezu kupferfreien Ausgangsmaterial G (mit 0,03 bis 0,04% Cu) bewirkte einen sehr starken Abfall der Säurelöslichkeit. Weitere Erhöhung der Kupferzusätze bedingte nur noch unerhebliche weitere Verringerung der Säurelöslichkeit, zum Teil stieg sie sogar wieder etwas an.

IVi. Löslichkeitsversuche in 1 proz. Salzsäure.

(Ausgeführt im Staatl. Materialprüfungsamt.)

Die Ergebnisse sind in Tabelle 12 zusammengestellt und in Abb. 33 graphisch aufgetragen.

Aus Tabelle 12 und Abb. 33 ergibt sich folgendes:

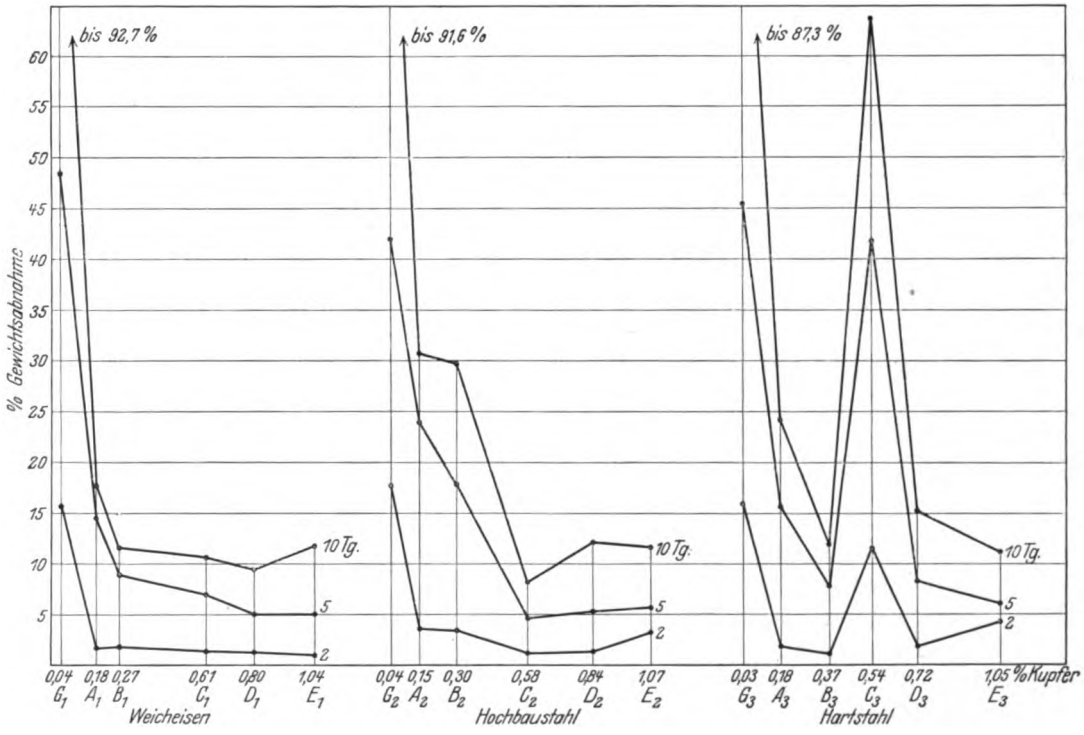


Abb. 32. Löslichkeitsversuche in 1 proz. Schwefelsäure (Tabelle 11).
Versuche ausgeführt in der Dortmunder Union.

3. Ein auffallendes Verhalten zeigte das Material C 3. Die Säurelöslichkeit stieg hier wieder ganz außerordentlich stark an. Es erscheint schwierig, für dieses Verhalten eine ausreichende Erklärung zu geben. Vielleicht spielt der hohe Phosphorgehalt dieses Materials (0,09% P) hierbei eine Rolle, da erfahrungsgemäß die Säurelöslichkeit mit dem Phosphorgehalt stark zunimmt.

1. Der Salzsäureangriff wird schon durch einen kleinen Kupferzusatz (0,15 bis 0,18%) wesentlich herabgemindert.

2. Weitere Erhöhung des Kupferzusatzes bedingt keine wesentliche weitere Verminderung des Angriffs, zum Teil war sogar ein schwacher Anstieg zu beobachten.

3. Der bei den Versuchen mit Schwefelsäure (Tabelle 11 und Abb. 31 und 32) bei dem Material C 3

Digitized by Google

Tabelle 12. Löslichkeitsversuche in 1proz. Salzsäure bei Zimmertemperatur.

Material	Bezeichnung	Chemische Zusammensetzung Cu %	C %	Gewichtsabnahme in % (Mittel aus je 3 Einzelwerten) nach 1 Tag	2 Tagen	3 Tagen
Weicheisen	G 1	0,04	0,13	2,356	4,867	7,199
	A 1	0,18	0,09	0,346	0,700	0,887
	B 1	0,27	0,07	0,349	0,695	1,037
	C 1	0,61	0,07	0,322	0,628	0,946
	D 1	0,80	0,07	0,294	0,614	0,873
	E 1	1,04	0,08	0,311	0,640	0,923
Hochbaustahl	G 2	0,04	0,15	1,684	3,205	5,323
	A 2	0,15	0,15	0,531	1,173	1,710
	B 2	0,30	0,25	0,459	1,054	1,722
	C 2	0,58	0,22	0,243	0,498	0,835
	D 2	0,84	0,19	0,290	0,632	0,911
	E 2	1,07	0,22	0,275	0,545	0,809
Hartstahl	G 3	0,03	0,27	2,039	4,433	6,148
	A 3	0,18	0,29	0,321	0,654	0,908
	B 3	0,37	0,29	0,293	0,578	0,854
	C 3	0,54	0,29	0,251	0,447	0,657
	D 3	0,72	0,32	0,353	0,794	1,204
	E 3	1,05	0,24	0,304	0,560	0,915

einem deutlichen Einfluß eines Kupferzusatzes nicht gut gesprochen werden kann.

3. In der Größenordnung des Rostangriffs weisen die drei Stahlsorten keine merkbaren Unterschiede auf.

IVc. Korrosionsversuche in Nordseewasser (Tabelle 7, Abb. 23).

1. Ein deutlicher Einfluß eines steigenden Kupferzusatzes ist bei diesen Versuchen nicht zu erkennen.

2. Weicheisen, Hochbaustahl und Hartstahl haben sich bei den Rostversuchen annähernd gleich verhalten.

IVd. Korrosionsversuche in humussäurehaltigem Wasser (Tabelle 8, Abb. 24).

1. Mit steigendem Kupfergehalt ist hier, insbesondere beim Weicheisen und beim Hochbaustahl, ein deutlicher Abfall des Rostangriffs unverkennbar.

2. Der Hartstahl zeigte in humussäurehaltigem Wasser etwas geringere Rostneigung als das Weicheisen und der Hochbaustahl.

IVe. Tauchversuche in 1proz. Natriumchloridlösung (Tabelle 9, Abb. 27).

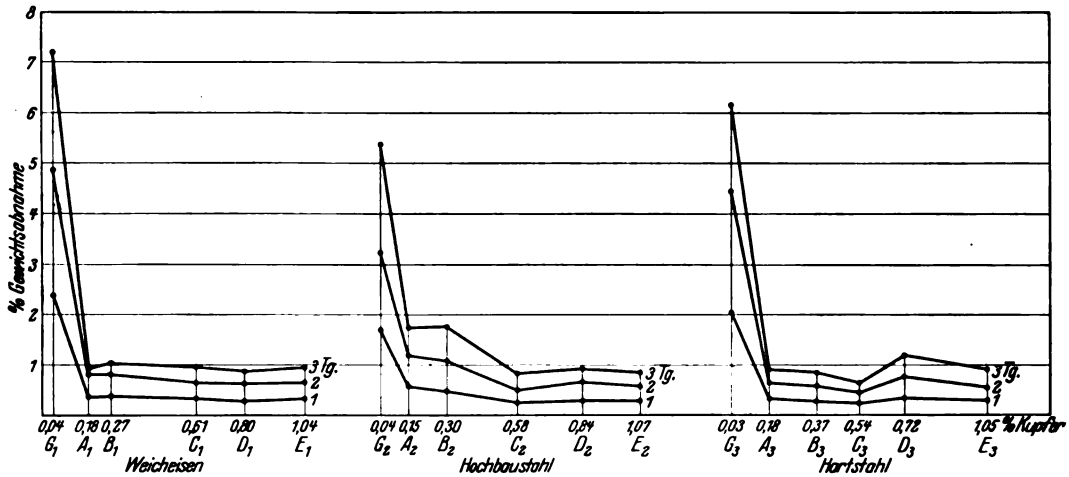


Abb. 33. Löslichkeitsversuche in 1proz. Salzsäure (Tabelle 12). Versuche ausgeführt im Staatl. Materialprüfungsamt.

(hoher Phosphorgehalt) beobachtete starke Anstieg der Säurelöslichkeit trat bei den Versuchen mit Salzsäure nicht auf.

Zusammenfassung der Ergebnisse der Korrosionsversuche bei Zimmertemperatur.

IVa. Korrosionsversuche in destilliertem Wasser (Tabelle 5, Abb. 21).

1. Mit steigendem Kupfergehalt ist ein schwacher Abfall des Rostangriffs unverkennbar.

2. Weicheisen und Hochbaustahl haben sich bei den Rostversuchen annähernd gleich verhalten; der Hartstahl ist im allgemeinen etwas stärker gerostet als die beiden anderen Stahlsorten.

IVb. Korrosionsversuche in Flußwasser (Tabelle 6, Abb. 22).

1. Ein deutlicher Abfall des Rostangriffs mit steigendem Kupfergehalt ist nur beim Hochbaustahl festzustellen.

2. Die beiden anderen Stahlsorten weisen bei den Rostversuchen so große Schwankungen auf, daß von

1. Im allgemeinen nimmt der Rostangriff mit steigendem Kupfergehalt etwas zu; die Einzelwerte weisen jedoch starke Schwankungen auf.

2. Weicheisen, Hochbaustahl und Hartstahl haben sich annähernd gleich verhalten.

IVf. Tauchversuche in destilliertem Wasser (Tabelle 9, Abb. 28).

1. Mit steigendem Kupfergehalt ist ein deutlicher Abfall der Rostneigung unverkennbar.

2. Der Hartstahl zeigt etwas geringere Rostneigung als die beiden anderen Stahlsorten.

IVg. Korrosionsversuche an freier Luft (Tabelle 10, Abb. 30).

1. Mit steigendem Kupfergehalt fällt der Angriff. Der stärkste Abfall liegt bei allen drei Stahlsorten zwischen dem nahezu kupferfreien Material G und den Materialien mit 0,2 bis 0,3% Kupfer.

2. Wesentliche Unterschiede zwischen dem Verhalten der drei Stahlsorten Weicheisen, Hochbaustahl und Hartstahl bestehen nicht.

Digitized by Google

IVh. Löslichkeit in 1proz. Schwefelsäure (Tabelle 11 und 12, Abb. 31 und 32).

1. Ein kleiner Kupferzusatz von etwa 0,15 bis 0,3% Cu zu dem nahezu kupferfreien Material G bedingte in allen Fällen ein sehr starkes Herabsinken der Säurelöslichkeit. Weitere Erhöhung des Kupferzusatzes war im allgemeinen nur noch von unerheblichem Einfluß auf die Säurelöslichkeit.

2. Die drei Materialien Weicheisen, Hochbaustahl und Hartstahl haben sich, wenn von dem auffallenden Verhalten des Materials C 3 abgesehen wird, nicht wesentlich verschieden gegenüber dem Säureangriff verhalten.

IVi. Löslichkeit in 1proz. Salzsäure (Tabelle 12, Abb. 33).

1. Der Salzsäureangriff wurde schon durch einen kleinen Kupferzusatz (0,15 bis 0,18% Cu) wesentlich herabgemindert. Eine weitere Erhöhung des Kupfergehaltes bedingte jedoch keine wesentliche weitere Verminderung des Angriffs.

2. Die drei Stahlsorten Weicheisen, Hochbaustahl und Hartstahl haben sich gegenüber dem Angriff von Salzsäure nicht wesentlich verschieden verhalten.

V. Korrosionsversuche bei etwa +50°.

Im Staatlichen Materialprüfungsamt wurde folgende Versuchsanordnung angewandt:

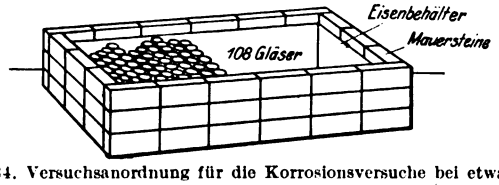


Abb. 34. Versuchsanordnung für die Korrosionsversuche bei etwa +50°. (Materialprüfungsamt.)

Die Glaszylinder mit den Probeplättchen wurden nach Abb. 34 in ein 18 cm hohes Eisengefäß eingesetzt. Das Gefäß war mit Ziegelsteinen ummauert und während der Versuche mit einem Deckel aus Asbest zugedeckt. Die Heizung erfolgte elektrisch; die Heizdrähte lagen unter dem Boden des Gefäßes. Die Temperatur wurde werktäglich etwa 8 Stunden lang auf +50° gehalten; in der Nacht kühlten die Versuchsgläser auf Zimmerwärme ab. Das verdunstete Wasser wurde täglich durch destilliertes Wasser ersetzt. Nach 30 und 60 Tagen wurden die Plättchen herausgenommen und wie früher gereinigt und zurückgewogen.

Bei den Versuchen der Dortmunder Union erfolgte die Beheizung der Glaszylinder durch große elektrische Heizplatten; die Temperatur wurde täglich etwa 12 Stunden lang auf +50 bis +60° gehalten. Die weitere Versuchsausführung war die gleiche wie im Amt.

Die Versuchsdauer betrug hier 20, 40 und 60 Tage.

Tabelle 13. Korrosionsversuche in destilliertem Wasser bei +50° (Abb. 35).

Material	Bezeichnung	Chemische Zusammensetzung		Versuche des Staatl. Materialprüfungsamtes: Gewichtsabnahme in % (Mittel aus je 3 Einzelwerten) nach		Versuche der Dortmunder Union: Gewichtsabnahme in % (Mittel aus je 3 Einzelwerten) nach		
		Cu %	C %	30 Tagen	60 Tagen	20 Tagen	40 Tagen	60 Tagen
Weicheisen	G 1	0,04	0,13	0,529	1,085	1,63	2,59	3,73
	A 1	0,18	0,09	0,492	1,051	0,725	1,887	3,07
	B 1	0,27	0,07	0,511	1,003	1,14	1,768	3,29
	C 1	0,61	0,07	0,485	1,022	1,16	1,63	2,65
	D 1	0,80	0,07	0,487	0,968	0,917	2,19	3,76
	E 1	1,04	0,08	0,478	0,978	1,37	2,40	3,60
Hochbaustahl	G 2	0,04	0,15	0,481	1,099	1,63	2,36	3,90
	A 2	0,15	0,15	0,518	1,017	0,904	2,30	3,78
	B 2	0,30	0,25	0,472	0,970	1,63	2,65	3,98
	C 2	0,58	0,22	0,504	1,005	1,34	2,17	3,93
	D 2	0,84	0,19	0,482	1,008	0,763	2,06	3,55
	E 2	1,07	0,22	0,481	1,005	1,31	2,65	3,83
Hartstahl	G 3	0,03	0,27	0,526	1,008	0,942	3,26	4,78
	A 3	0,18	0,29	0,497	0,997	0,657	2,56	4,64
	B 3	0,37	0,29	0,460	0,982	0,802	2,53	4,33
	C 3	0,54	0,29	0,494	0,952	0,844	1,94	3,60
	D 3	0,72	0,32	0,488	1,031	0,942	2,91	5,50
	E 3	1,05	0,24	0,445	0,896	0,932	2,87	5,50

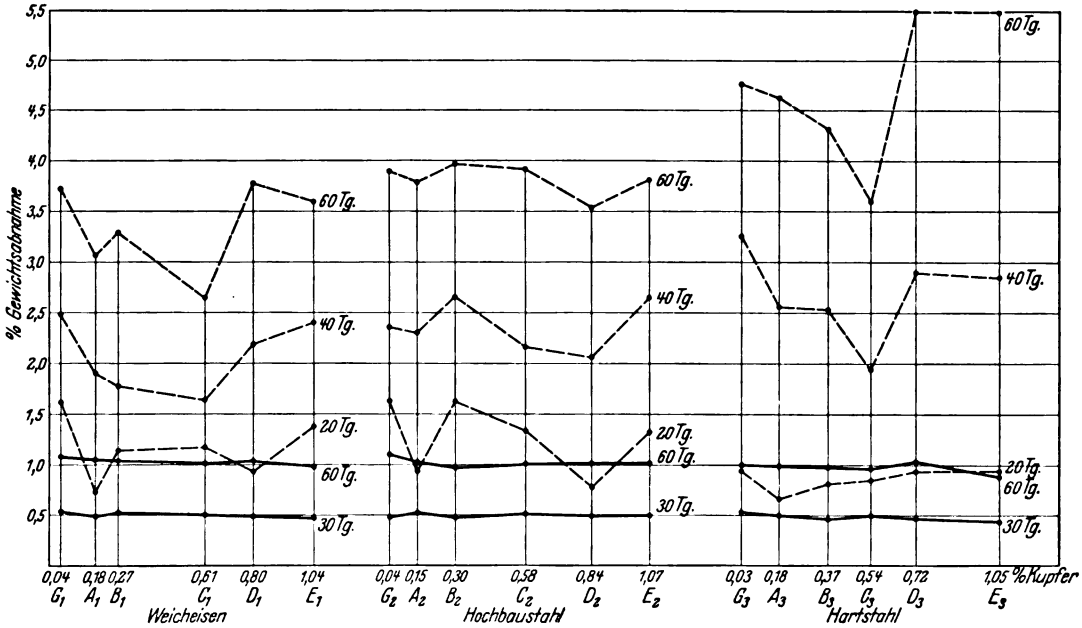


Abb. 35. Korrosionsversuche in destilliertem Wasser bei etwa +50° (Tabelle 13).
•– – • Versuche des Staatl. Materialprüfungsamtes; •– – – • Versuche der Dortmunder Union.

Digitized by Google

Va. Korrosionsversuche in destilliertem Wasser bei etwa +50°.

In Tabelle 13 sind die Versuchsergebnisse zusammengestellt und in Abb. 35 graphisch aufgetragen.

Aus Tabelle 13 und Abb. 35 geht folgendes hervor:

1. Bei den im Amt ausgeführten Korrosionsversuchen war ein das Rosten vermindernder Einfluß eines Kupferzusatzes nicht festzustellen.

Die drei Eisensorten Weicheisen, Hochbaustahl und Hartstahl rosteten gleich stark.

2. Bei den Rostversuchen der Dortmunder Union waren die Ergebnisse sehr schwankend. Teilweise sank der Rostangriff mit steigendem Kupfergehalt, teilweise stieg er bei höheren Kupfergehalten wieder an. Beim Weicheisen und beim Hartstahl war bei längeren Versuchszeiten bis etwa 0,5 bis 0,6% Cu ein deutliches Absinken des Rostangriffs zu beobachten.

Vb. Korrosionsversuche in Flußwasser (Spreewasser) bei etwa +50°.

In Tabelle 14 sind die Versuchsergebnisse zusammengestellt und in Abb. 36 graphisch aufgetragen.

Aus Tabelle 14 und Abb. 36 ergibt sich folgendes:

1. Bei den im Amt ausgeführten Korrosionsversuchen war ein das Rosten verhindernder Einfluß eines steigenden Kupferzusatzes nicht festzustellen.

Alle drei Eisensorten hatten sich nahezu gleich verhalten.

2. Bei den in Dortmund durchgeführten Rostversuchen trat bei den 20 und 40 Tage währenden Versuchen ebenfalls kein deutlicher Einfluß des Kupferzusatzes zutage. Bei der 60 Tage lang währenden Versuchsreihe sank zwar anfangs der Rostangriff mit dem Kupfergehalt, die Einzelwerte wiesen jedoch große Schwankungen auf, und bei weiterer Steigerung des

Tabelle 14. Korrosionsversuche in Flußwasser (Spreewasser) bei etwa +50° (Abb. 36).

Material	Bezeichnung	Chemische Zusammensetzung		Versuche des Staatl. Materialprüfungsamtes: Gewichtsabnahme in % (Mittel aus je 3 Einzelwerten) nach		Versuche der Dortmunder Union: Gewichtsabnahme in % (Mittel aus je 3 Einzelwerten) nach		
		Cu %	C %	30 Tagen	60 Tagen	20 Tagen	40 Tagen	60 Tagen
Weicheisen	G 1	0,04	0,13	0,551	1,050	0,750	1,16	3,33
	A 1	0,18	0,09	0,516	1,055	0,611	1,11	1,93
	B 1	0,27	0,07	0,574	1,034	0,681	1,21	2,56
	C 1	0,61	0,07	0,537	1,070	0,568	1,11	1,89
	D 1	0,80	0,07	0,546	1,046	0,726	0,80	2,80
	E 1	1,04	0,08	0,552	0,990	0,581	0,69	2,51
Hochbaustahl	G 2	0,04	0,15	0,595	1,103	0,594	1,21	3,87
	A 2	0,15	0,15	0,581	1,104	0,707	1,14	2,08
	B 2	0,30	0,25	0,594	1,175	0,610	1,12	2,90
	C 2	0,58	0,22	0,598	1,054	0,467	1,03	2,48
	D 2	0,84	0,19	0,571	1,094	0,662	1,11	3,16
	E 2	1,07	0,22	0,557	1,070	0,585	0,93	2,95
Hartstahl	G 3	0,03	0,27	0,564	1,103	0,576	0,98	3,52
	A 3	0,18	0,29	0,553	1,034	0,576	0,814	2,82
	B 3	0,37	0,29	0,539	1,036	0,634	1,15	3,39
	C 3	0,54	0,29	0,567	1,048	0,576	1,19	2,67
	D 3	0,72	0,32	0,576	1,100	0,652	1,12	4,40
	E 3	1,05	0,24	0,582	1,034	0,615	1,03	3,22

Tabelle 15. Korrosionsversuche in Nordseewasser bei etwa +50° (Abb. 37).

Material	Bezeichnung	Chemische Zusammensetzung		Versuche des Staatl. Materialprüfungsamtes: Gewichtsabnahme in % (Mittel aus je 3 Einzelwerten) nach		Versuche der Dortmunder Union: Gewichtsabnahme in % (Mittel aus je 3 Einzelwerten) nach		
		Cu %	C %	30 Tagen	60 Tagen	20 Tagen	40 Tagen	60 Tagen
Weicheisen	G 1	0,04	0,13	0,522	1,063	0,476	0,979	1,520
	A 1	0,18	0,09	0,551	1,014	0,494	0,942	1,540
	B 1	0,27	0,07	0,576	1,102	0,571	0,934	1,560
	C 1	0,61	0,07	0,565	1,068	0,509	0,969	1,480
	D 1	0,80	0,07	0,583	1,108	0,480	0,983	1,470
	E 1	1,04	0,08	0,569	1,097	0,451	0,936	1,470
Hochbaustahl	G 2	0,04	0,15	0,571	1,104	0,456	0,954	1,590
	A 2	0,15	0,15	0,570	1,036	0,567	0,950	1,548
	B 2	0,30	0,25	0,550	1,035	0,523	0,955	1,554
	C 2	0,58	0,22	0,559	1,030	0,572	0,986	1,509
	D 2	0,84	0,19	0,560	1,055	0,523	0,959	1,581
	E 2	1,07	0,22	0,547	1,084	0,519	0,932	1,492
Hartstahl	G 3	0,03	0,27	0,586	1,174	0,460	0,943	1,543
	A 3	0,18	0,29	0,561	1,100	0,441	0,924	1,443
	B 3	0,37	0,29	0,558	1,070	0,479	0,923	1,443
	C 3	0,54	0,29	0,552	1,056	0,479	0,938	1,441
	D 3	0,72	0,32	0,562	1,046	0,436	0,917	1,377
	E 3	1,05	0,24	0,566	1,107	0,456	0,919	1,418

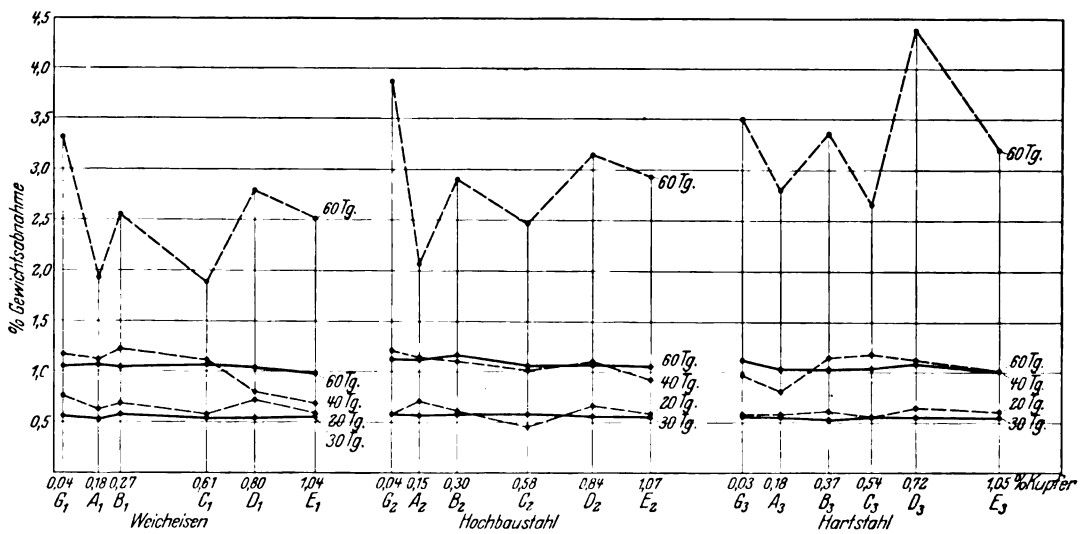


Abb. 36. Korrosionsversuche in Flußwasser (Spreewasser) bei etwa +50° (Tabelle 14).
• — — • Versuche des Staatl. Materialprüfungsamtes; • - - - • Versuche der Dortmunder Union.

Digitized by Google

Kupferzusatzes war zum Teil wieder ein Anwachsen der Rostneigung erkennbar.

Vc. Korrosionsversuche in Nordseewasser bei etwa +50°.

In Tabelle 15 sind die Versuchsergebnisse zusammengestellt und in Abb. 37 graphisch aufgetragen.

Vd. Korrosionsversuche in humussäurehaltigem Wasser bei etwa +50°.

In Tabelle 16 sind die Versuchsergebnisse zusammengestellt und in Abb. 38 graphisch aufgetragen.

Aus Tabelle 16 und Abb. 38 ergibt sich folgendes:

1. Durch einen steigenden Kupferzusatz wurde die Rostneigung der drei Stahlsorten weder bei den im Amt

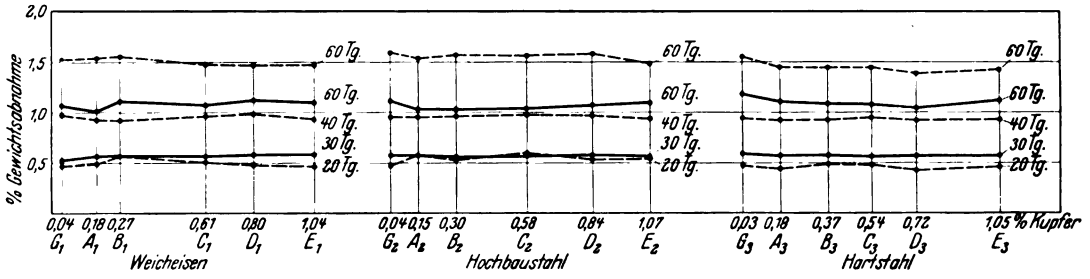


Abb. 37. Korrosionsversuche in Nordseewasser bei etwa +50° (Tabelle 15).
•——• Versuche des Staatl. Materialprüfungsamtes; •- - -• Versuche der Dortmunder Union.

Aus Tabelle 15 und Abb. 37 geht folgendes hervor:

1. Weder die im Amt durchgeführten Rostversuche noch die Versuche der Dortmunder Union lassen einen die Rostneigung herabmindernden Einfluß eines steigenden Kupferzusatzes erkennen.

2. Die drei Stahlsorten (Weicheisen, Hochbaustahl und Hartstahl) weisen unter sich keinen wesentlichen Unterschied in der Rostneigung auf.

noch bei den in Dortmund ausgeführten Rostversuchen merkbar herabgemindert.

2. Die drei Stahlsorten (Weicheisen, Hochbaustahl und Hartstahl) haben sich im allgemeinen gleich verhalten.

Ve. Löslichkeitsversuche in 1proz. Schwefelsäure bei etwa +50°.

(Ausgeführt in der Dortmunder Union.)

Die Versuchsdauer betrug hier nur 2 und 5 Tage. In Tabelle 17 sind die Ergebnisse zusammengestellt und in Abb. 39 graphisch aufgetragen.

Tabelle 16. Korrosionsversuche in humussäurehaltigem Wasser bei etwa +50° (Abb. 38).

Material	Bezeichnung	Chemische Zusammensetzung		Versuche des Staatl. Materialprüfungsamtes: Gewichtsabnahme in % (Mittel aus je 3 Einzelwerten) nach		Versuche der Dortmunder Union: Gewichtsabnahme in % (Mittel aus je 3 Einzelwerten) nach		
		Cu %	C %	30 Tagen	60 Tagen	20 Tagen	40 Tagen	60 Tagen
Weicheisen	G 1	0,04	0,13	0,502	1,064	0,380	0,762	0,779
	A 1	0,18	0,09	0,449	1,023	0,409	0,746	0,761
	B 1	0,27	0,07	0,361	1,035	0,427	0,735	0,766
	C 1	0,61	0,07	0,364	0,997	0,428	0,721	0,746
	D 1	0,80	0,07	0,356	0,993	0,410	0,756	0,678
	E 1	1,04	0,08	0,383	1,015	0,444	0,671	0,704
Hochbaustahl	G 2	0,04	0,15	0,420	0,992	0,435	0,679	0,692
	A 2	0,15	0,15	0,458	0,946	0,418	0,767	0,825
	B 2	0,30	0,25	0,318	0,917	0,431	0,658	0,714
	C 2	0,58	0,22	0,361	0,899	0,434	0,647	0,661
	D 2	0,84	0,19	0,341	0,918	0,427	0,652	0,708
	E 2	1,07	0,22	0,446	1,018	0,433	0,637	0,701
Hartstahl	G 3	0,03	0,27	0,465	1,143	0,421	0,738	0,758
	A 3	0,18	0,29	0,418	0,991	0,399	0,719	0,747
	B 3	0,37	0,29	0,410	0,958	0,419	0,713	0,728
	C 3	0,54	0,29	0,398	1,028	0,417	0,576	0,703
	D 3	0,72	0,32	0,474	0,956	0,409	0,701	0,708
	E 3	1,05	0,24	0,471	1,014	0,409	0,637	0,727

Tabelle 17. Löslichkeitsversuche in 1% Schwefelsäure bei etwa +50° (Dortmunder Union.)

Material	Bezeichnung	Chemische Zusammensetzung		Gewichtsabnahme in % nach	
		Cu %	C %	2 Tagen	5 Tagen
Weicheisen	G 1	0,04	0,13	54,70	95,0
	A 1	0,18	0,09	14,88	35,0
	B 1	0,27	0,07	13,03	29,6
	C 1	0,61	0,07	10,55	26,8
	D 1	0,80	0,07	10,58	24,0
	E 1	1,04	0,08	7,19	18,8
Hochbaustahl	G 2	0,04	0,15	41,43	79,3
	A 2	0,15	0,15	20,12	42,4
	B 2	0,30	0,25	17,13	38,4
	C 2	0,58	0,22	8,67	21,7
	D 2	0,84	0,19	8,19	21,5
	E 2	1,07	0,22	14,10	38,5
Hartstahl	G 3	0,03	0,27	38,29	56,8
	A 3	0,18	0,29	17,23	38,6
	B 3	0,37	0,29	6,10	17,1
	C 3	0,54	0,29	62,43	93,8
	D 3	0,72	0,32	7,55	17,2
	E 3	1,05	0,24	17,57	37,8

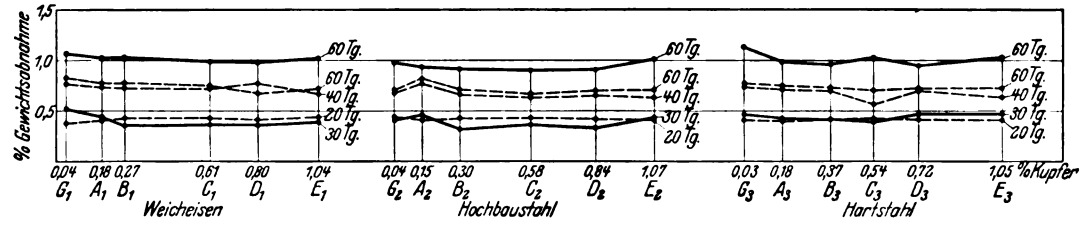


Abb. 38. Korrosionsversuche in humussäurehaltigem Wasser bei etwa +50° (Tabelle 16).
•——• Versuche des Staatl. Materialprüfungsamtes; •- - -• Versuche der Dortmunder Union.

Digitized by Google

Aus Tabelle 17 und Abb. 39 ergibt sich folgendes:

1. Der Verlauf der Kurven ist im großen und ganzen der gleiche wie bei den Säurelöslichkeitsversuchen bei gewöhnlicher Temperatur (Tabelle 11, Abb. 32).

2. Der Abfall der Säurelöslichkeit ist beim Weicheisen zwischen dem nahezu kupferfreien Material G 1 und dem Material A 1 (mit 0,18% Cu) sehr erheblich; weitere Steigerung des Kupferzusatzes bedingt einen weiteren, jedoch weniger steilen Abfall.

3. Beim Hochbaustahl war zunächst der Abfall der Säurelöslichkeit ebenfalls stark, zwischen 0,58 und 0,84% Cu blieb die Säurelöslichkeit gleich niedrig, um bei weiterer Steigerung der Kupfergehalte wieder anzusteigen.

4. Beim Hartstahl zeigte wieder das Material C 3 (mit 0,54% Cu) ein auffallendes, sehr starkes Anwachsen der Säurelöslichkeit. Auf die vermutliche Ursache dieses auffallenden Verhaltens (hoher Phosphorgehalt) wurde bereits bei Besprechung der Ergebnisse bei Zimmertemperatur hingewiesen.

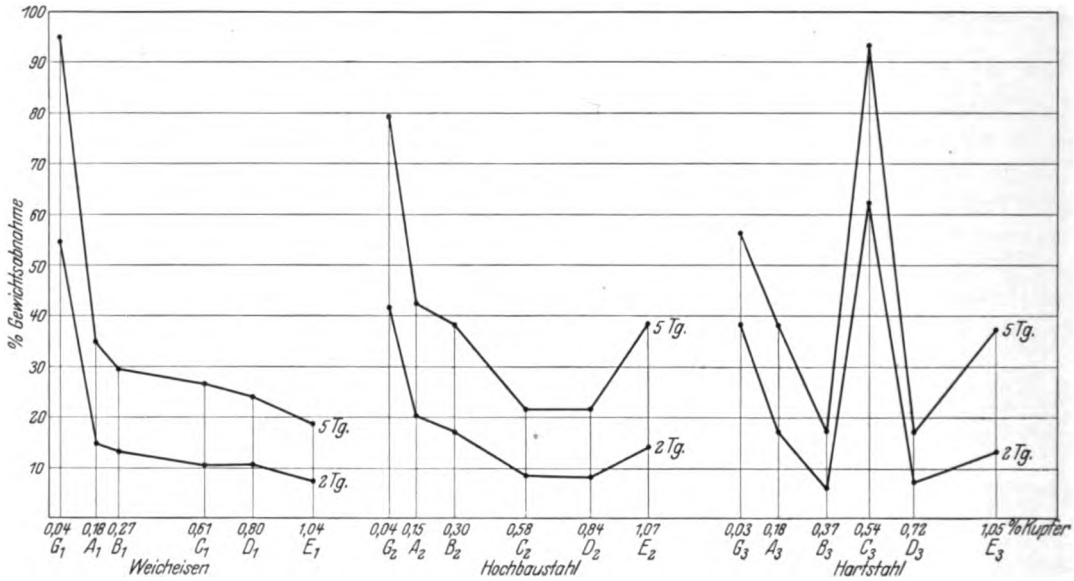


Abb. 39. Löslichkeitsversuche in 1 proz. Schwefelsäure bei etwa +50° (Tabelle 17). Versuche ausgeführt in der Dortmunder Union.

Zusammenfassung der Ergebnisse der Korrosionsversuche bei etwa +50°.

Va. Korrosionsversuche in destilliertem Wasser (Tabelle 13, Abb. 35).

1. Die im Amt ausgeführten Rostversuche ließen keinen das Rosten vermindernden Einfluß eines steigenden Kupferzusatzes erkennen.

2. Bei den Rostversuchen der Dortmunder Union waren die Ergebnisse sehr schwankend. Beim Weicheisen und Hartstahl war nach längerer Versuchsdauer bei Kupfergehalten bis etwa 0,6% ein Absinken des Rostangriffs zu erkennen.

Vb. Korrosionsversuche in Flußwasser (Tabelle 14, Abb. 36).

1. Die im Amt durchgeführten Rostversuche ließen keinen das Rosten vermindernden Einfluß eines steigenden Kupferzusatzes erkennen.

2. Bei den Versuchen der Dortmunder Union wies nur der 60 Tage währende Versuch mit steigendem Kupfergehalt einen Abfall des Rostangriffs auf. Die Einzelwerte waren jedoch sehr schwankend, und bei weiterer Steigerung (über 0,60% Cu) stieg der Rostangriff wieder an.

Vc. Korrosionsversuche in Nordseewasser (Tabelle 15, Abb. 37).

1. Weder bei den Versuchen des Amtes noch bei denen der Dortmunder Union war ein die Rostneigung vermindernder Einfluß eines steigenden Kupfergehaltes erkennbar.

2. Die drei Stahlsorten sind im allgemeinen gleich stark gerostet.

Vd. Korrosionsversuche in humussäurehaltigem Wasser (Tabelle 16, Abb. 38).

1. Die Rostneigung der drei Stahlsorten wurde durch steigende Kupferzusätze weder bei den im Amt noch bei den in Dortmund durchgeführten Rostversuchen merkbar herabgemindert.

2. Die drei Stahlsorten haben sich im allgemeinen gleich verhalten.

Ve. Löslichkeitsversuche in 1proz. Schwefelsäure (Tabelle 17, Abb. 39).

1. Ein kleiner Kupferzusatz zu dem nahezu kupferfreien Material bedingte bei allen drei Stahlsorten einen sehr starken Abfall der Säurelöslichkeit. Durch weiteren Kupferzusatz konnte nur noch eine geringe weitere Verminderung der Säurelöslichkeit erzielt werden.

2. Das Weicheisen wies im Vergleich mit den beiden anderen Stahlsorten (Hochbaustahl und Hartstahl) den stärksten Säureangriff auf. Eine Ausnahme machte lediglich der Hartstahl C 3 mit 0,54% Cu. Hier stieg die Säurelöslichkeit (wie auch schon bei den Säurelöslichkeitsversuchen bei Zimmertemperatur beobachtet wurde) außerordentlich stark an. Die Ursache dieses auffallenden Verhaltens hängt vermutlich mit dem hohen Phosphorgehalt dieses Materials zusammen.

VI. Korrosionsversuche mit Blechproben mit der Walzhaut

(ausgeführt in der Dortmunder Union.)

An Stelle der abgeschliffenen Probeplättchen wurden dünne Blechproben in der Abmessung 150×150×0,5 mm verwendet, um den angreifenden Mitteln eine möglichst

Digitized by Google

große Oberfläche zu bieten und somit den Korrosionsangriff stärker in Erscheinung treten zu lassen. Die Versuchsdauer wurde auf 15 Monate ausgedehnt. Die chemische Zusammensetzung der verschiedenen Materialien war folgende:

Material	C %	Cu %	Si %	Mn %	P %	S %
W 1	0,15	**0,04**	0,01	0,57	0,048	0,035
W 2	0,15	**0,15**	0,01	0,50	0,061	0,040
W 3	0,23	**0,35**	0,01	0,76	0,065	0,044
W 4	0,23	**1.09**	0,01	0,81	0,064	0,036

Die aus normalen Spundwandrücken ausgewalzten Bleche wurden bei 900° mit nachfolgender Ofenabkühlung ausgeglüht.

Die ausgeglühten Probebleche wurden mit zwei Löchern versehen, ausgewogen und in Glasgefäße von

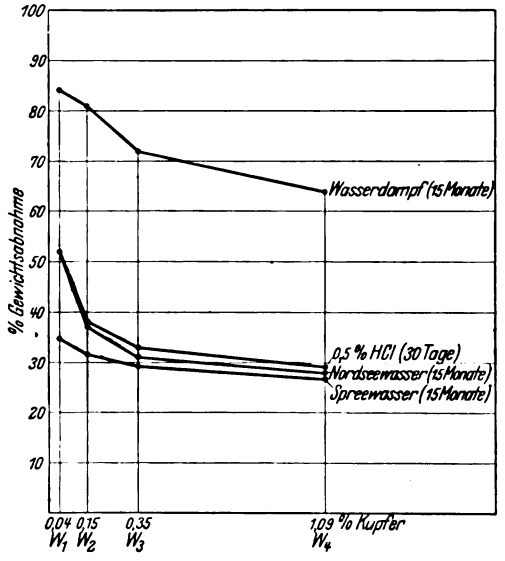


Abb. 40. Korrosionsversuche mit Blechen mit der Walzhaut (Tabelle 18). Versuche der Dortmunder Union.

8000 ccm Inhalt (300 mm hoch und 200 mm Durchmesser) so eingehängt, daß sie etwa zu $^4/_5$ in die Versuchsflüssigkeiten (je 5000 ccm) eintauchten.

Als Versuchsflüssigkeiten dienten:

1. Süßwasser (gereinigtes Ruhrwasser): Versuchsdauer 15 Monate.

2. Natürliches Nordseewasser: Versuchsdauer 15 Monate.

3. 0,5% Salzsäure: Versuchsdauer 30 Tage.

Schließlich wurde noch eine Versuchsreihe mit

4. gesättigtem Wasserdampf (Versuchsdauer 15 Monate) ausgeführt.

Bei den Versuchen 1, 2 und 3 wurden die Versuchsflüssigkeiten immer nach 14 Tagen erneuert. Das täglich verdunstete Wasser wurde durch destilliertes Wasser ersetzt. Die Versuchstemperatur schwankte zwischen +20 und +25° C.

Bei dem Versuch 4 wurden die Bleche an gummiisolierten Drähten in einen Kochkessel von 80 Liter Inhalt eingehängt; der Kessel war nur mit 10 Liter Wasser gefüllt, der Abstand zwischen Unterkante der Probebleche und dem Wasserspiegel betrug 20 cm.

Die Beheizung des Kessels erfolgte von außen durch einen untergestellten Bunsenbrenner. Die Verdunstung des Wassers wurde durch tägliches Auffüllen ausgeglichen. In Tabelle 18 sind die Versuchsergebnisse zusammengestellt und in Abb. 40 graphisch aufgetragen.

Aus Tabelle 18 und Abb. 40 geht hervor, daß bei den Probeblechen mit Walzhaut in allen Fällen der Angriff mit steigendem Kupfergehalt regelmäßig abnahm.

Die größten Gewichtsverluste hatten die Bleche bei den Versuchen mit heißem, stark sauerstoffhaltigem Wasserdampf erlitten.

D. Gesamtzusammenfassung.

I. Korrosionsversuche mit Probeplättchen ohne Walzhaut.

a) Bei Zimmertemperatur.

1. Bei den Korrosionsversuchen in destilliertem Wasser, in humussäurehaltigem Wasser, beim Tauchversuch in destilliertem Wasser und beim Korrosionsversuch in freier Luft fiel der Rostangriff mit steigendem Kupfergehalt schwach ab.

2. Bei den Korrosionsversuchen in Flußwasser war nur beim Hochbaustahl ein Abfall des Rostangriffs mit steigendem Kupfergehalt zu beobachten.

3. Bei den Korrosionsversuchen in Nordseewasser war ein deutlicher Einfluß eines steigenden Kupferzusatzes nicht zu erkennen.

4. Bei den Tauchversuchen in 1 proz. Natriumchloridlösung stieg sogar im allgemeinen der Rostangriff mit steigendem Kupfergehalt an.

b) Bei etwa +50° C.

5. Bei den im Amt durchgeführten Korrosionsversuchen in destilliertem Wasser, Flußwasser, Nordseewasser und humussäurehaltigem Wasser war ein die Rostneigung vermindernder Einfluß eines steigenden Kupferzusatzes nicht zu beobachten.

6. Bei den Versuchen der Dortmunder Union waren die Ergebnisse bei den Versuchen in destilliertem Wasser und in Flußwasser sehr schwankend, teils war bei langer

Tabelle 18. Korrosionsversuche mit Blechen mit der Walzhaut (Abb. 40).

Material	Kupfer %	1. Süßwasser Versuchsdauer 15 Monate Gewichtsabnahme %	2. Nordseewasser Versuchsdauer 15 Monate Gewichtsabnahme %	3. 0,5% Salzsäure Versuchsdauer 30 Tage Gewichtsabnahme %	4. Gesättigter Wasserdampf Versuchsdauer 15 Monate Gewichtsabnahme %	Bemerkungen
W 1	0,04	34,6	52	52	84	In den Abb. 41 bis 44 sind die Probebleche nach Beendigung der Korrosionsversuche in gesättigtem Wasserdampf im Lichtbild wiedergegeben
W 2	0,15	31,4	37	38	81	
W 3	0,35	29,2	31	33	72	
W 4	1,09	26,8	28	29	64	

Digitized by Google

Versuchsdauer mit steigendem Kupfergehalt ein Absinken des Rostangriffs zu erkennen (in destilliertem Wasser), teils wieder ein Ansteigen (in Flußwasser), während bei den Korrosionsversuchen in Nordseewasser und humussäurehaltigem Wasser kein eindeutiger Einfluß des Kupferzusatzes zu beobachten war.

7. Die drei Stahlsorten „Weicheisen", „Hochbaustahl" und „Hartstahl" haben sich im großen und ganzen gleich verhalten; nur beim Versuch mit humussäurehaltigem Wasser (bei Zimmertemperatur) und bei dem Tauchversuch in destilliertem Wasser zeigte der Hartstahl etwas geringere Rostneigung; die Unterschiede waren jedoch nicht erheblich. Von einer wesentlichen Überlegenheit der einen oder anderen Stahlsorte kann somit nicht gesprochen werden.

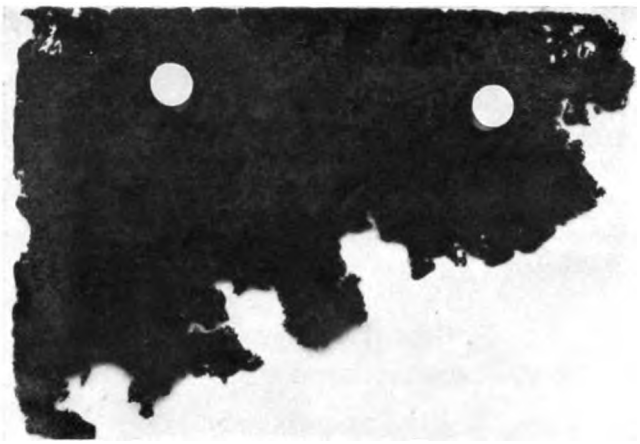


Abb. 41. 0,04% Cu.

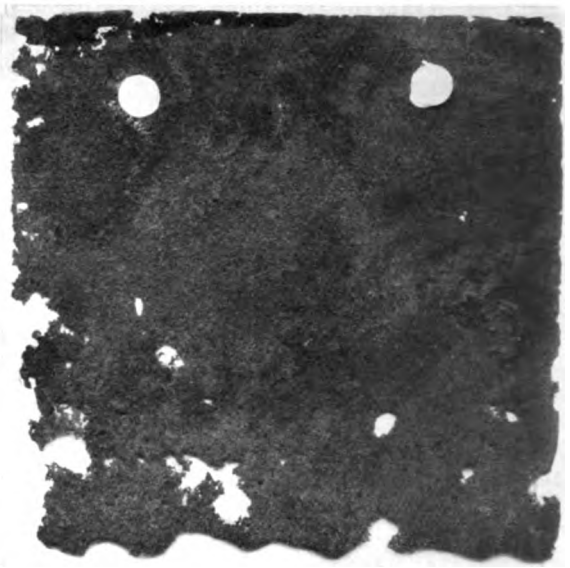


Abb. 43. 0,35% Cu.

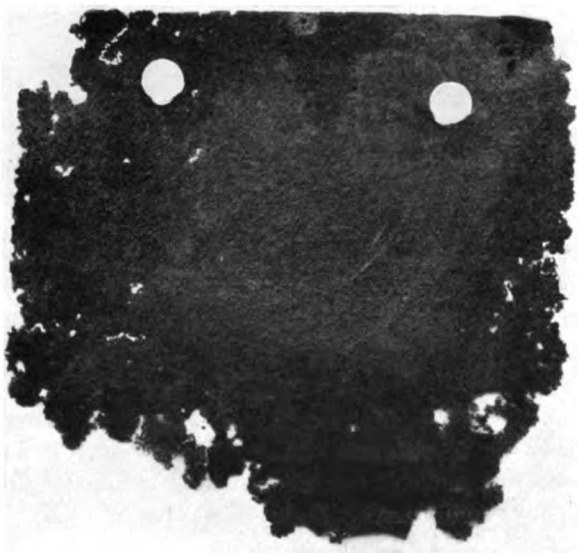


Abb. 42. 0,15% Cu.

Abb. 44. 1,09% Cu.

Abb. 41—44. Korrosionsversuche an ungekupferten und gekupferten Stahlblechen in gesättigtem Wasserdampf. Versuchsdauer: 15 Monate.

c) In Schwefelsäure und Salzsäure.

8. Die Säurelöslichkeit des Eisens wurde durch einen kleinen Kupfergehalt sowohl bei Zimmertemperatur wie auch bei etwa +50° außerordentlich stark heruntergedrückt. Der Hauptabfall trat jedoch vorwiegend zwischen den nahezu kupferfreien Proben G und den Proben mit etwa 0,2 bis 0,3% Cu auf.

9. Bei Zimmertemperatur haben sich die drei Stahlsorten Weicheisen, Hochbaustahl und Hartstahl gegenüber dem Angriff durch 1 proz. Schwefelsäure und 1 proz. Salzsäure nicht wesentlich verschieden verhalten. Bei +50° wies das Weicheisen in 1 proz. Schwefelsäure gegenüber den beiden anderen Stahlsorten (Hochbaustahl und Hartstahl) den stärksten Angriff auf.

10. Ein hoher Phosphorgehalt scheint auch bei gleichzeitiger Gegenwart von Kupfer die Löslichkeit in Schwefelsäure in hohem Maße zu begünstigen.

II. Korrosionsversuche mit Blechproben mit der Walzhaut.

1. Bei den Korrosionsversuchen mit Blechproben mit der Walzhaut fiel der Angriff in allen Fällen (Süßwasser,

Digitized by Google

Nordseewasser, 0,5 proz. Salzsäure und gesättigtem Wasserdampf) ganz regelmäßig mit steigendem Kupfergehalt.

E. Schlußergebnis.

1. Bei den Proben ohne Walzhaut war ein starker, die Korrosion herabdrückender Einfluß eines erhöhten Kupfergehaltes nur bei den Säurelöslichkeitsversuchen in Schwefelsäure und Salzsäure zu beobachten. Bei den Korrosionsversuchen mit säurefreien Wässern (Rostversuche) waren die Ergebnisse sehr schwankend. Bei einigen Wässern war eine schwache, rosthindernde Wirkung zu beobachten, bei anderen wieder nicht. Der Einfluß eines steigenden Kupferzusatzes trat im allgemeinen bei längerer Versuchsdauer etwas deutlicher hervor. Überall da, wo sich eine Verringerung des Angriffs mit steigendem Kupferzusatz nachweisen ließ, lag der stärkste Abfall im allgemeinen zwischen den nahezu kupferfreien Proben G und den Proben mit etwa 0,2 bis 0,3% Cu. Eine weitere Erhöhung des Kupferzusatzes bis etwa 0,6% Cu bedingte nur in einigen Fällen (bei Tropentemperatur in Süß- und Nordseewasser) einen weiteren Abfall.

2. Im Gegensatz zu den abweichenden und teilweise negativen Ergebnissen der Versuche mit den Probeplättchen ohne Walzhaut zeigten die Versuche mit den ausgewalzten Blechproben mit steigendem Kupfergehalt in allen angreifenden Mitteln ein ziemlich regelmäßiges Ansteigen des Korrosionswiderstandes. Der Grund dafür dürfte in erster Linie, neben dem Einfluß der beim Walzen, Glühen usw. auf dem Material sich bildenden oxydischen Walz- und Glühhaut, auf die lange Versuchsdauer von 15 Monaten zurückzuführen sein. Eine derartig lange Versuchsdauer ist bei der Prüfung von gekupferten Stählen unbedingt erforderlich, da die Verzögerung des Rostangriffs erst nach Bildung der dichten und festhaftenden Rostschicht einsetzt[1].

Noch im Gange befindliche Versuche im großen mit ausgewalzten Profilen bei langer Versuchsdauer sollen hierüber weiteren Aufschluß bringen.

---

[1] Siehe auch C. Carius u. E. H. Schulz: „Über den Einfluß des Kupfers auf den Rostvorgang gekupferten Stahles an der Atmosphäre und in verschiedenen Wassern.“ Mitt. a. d. Forschungsinstitut der Vereinigten Stahlwerke A.-G., Dortmund. Bd. 1, Lieferung 7. 1929.

Digitized by Google

Digitized by Google

Mitteilungen der deutschen
Materialprüfungsanstalten

Sonderheft XII:
Aus dem **Staatlichen Materialprüfungsamt** zu Berlin-Dahlem

Untersuchungen an Textilriemen zur Verbesserung der Leistung

Von

G. Herzog G. Fiek P. Holdt

Mit 29 Abbildungen
und 15 Tabellen

Berlin
Verlag von Julius Springer
1930

Digitized by Google

Inhaltsverzeichnis.

Seite

A. Rohstoffe und webtechnischer Aufbau der Riemen 3
B. Leistungsversuche und andere mechanische Prüfungen mit den Riemen 9
I. Beschreibung der Versuchsanlage 9
II. Meßverfahren 10
III. Erprobung der Anlage bis zur Höchstleistung 14
IV. Systematische Prüfung der Riemen 15
1. Versuchsreihe 15
α) Das Probematerial 15
β) Festigkeitsversuche 15
γ) Leistungs- und Dauerversuche 16
1. Leistungsversuche 17
Zusammenfassung der Leistungsversuche der 1. Versuchsreihe 20
2. Dauerversuche 21
δ) Reibungsversuche 22
2. Versuchsreihe 24
α) Festigkeitsversuche 24
β) Leistungsversuche 29
C. Zusammenfassung der Ergebnisse 29

Digitized by Google

Untersuchungen an Textilriemen zur Verbesserung der Leistungsfähigkeit[1].

Von G. Herzog, G. Fiek und P. Holdt.

A. Rohstoffe und webtechnischer Aufbau der Riemen.

Die deutsche Textilriemen-Industrie, die vor dem Kriege ihren Absatz zu einem wesentlichen Teil im Auslande fand, hat durch den Abbruch der Handelsbeziehungen infolge des Krieges sowie durch die Abtretung früherer Reichsteile mit wichtigen Industrie- und Landwirtschaftsgebieten starke Einbuße erlitten. Die Verkleinerung des Auslandsmarktes führte notgedrungen einen Wettbewerb der Riemenfabriken um den Absatz im Auslande herbei und bewirkte eine scharfe Konkurrenz, die sich in Preisunterbietung und Qualitätsverschlechterung der Riemen auswirkte. Hinzu kam, daß die im Auslande führenden englischen Firmen für Textilriemen eine von unseren Begriffen abweichende Bezeichnungsweise gewählt hatten, welche seinerzeit von der deutschen Industrie mit Rücksicht auf das Auslandsgeschäft übernommen werden mußte. Beispielsweise wurden und werden auch heute noch von den Engländern „Kamelhaarriemen" verkauft, bei denen die die Hauptbeanspruchung aufnehmende Kette nicht nur nicht aus Kamelhaar, sondern sogar aus minderwertigen Pflanzenfasern wie Jute besteht. In einem 1924 erschienenen Aufsatz[2] wurden die auf dem Gebiete der sog. Kamelhaarriemen herrschenden unklaren, für Industrie und Verbraucher gleich schädlichen Verhältnisse einer Betrachtung unterzogen und zum Schluß auf die Notwendigkeit hingewiesen, die gesamte Textilriemenfrage einer systematischen Durchprüfung zu unterziehen. Dies war um so notwendiger, als im Gegensatz zu den Ledertreibriemen, für deren Betriebseigenschaften und Beurteilung durch die Untersuchungen von Bach, Gehrckens, neuerdings von Skutsch, Kutzbach, Stiehl u. a. die erforderlichen Grundlagen geschaffen waren, für die Textilriemen solche Grundlagen noch völlig fehlten; fast jede Erzeugerfirma legte daher für die Leistung ihrer Riemen andere Werte zugrunde. Es ist das Verdienst des Verbandes Deutscher Textilriemen-Fabrikanten, diese Anregung aufgegriffen und mit erheblichen finanziellen Opfern in die Tat umgesetzt zu haben. In Zusammenarbeit mit dem Amt wurde ein Arbeitsplan für umfangreiche Untersuchungen aufgestellt mit dem Ziel, durch Wahl eines geeigneten Haarmaterials und entsprechenden technologischen Aufbau Textilriemen von möglichst hoher Leistungsfähigkeit zu schaffen, Grundlagen für die Beurteilung der Betriebseigenschaften der Riemen zu gewinnen und endlich die Zahl der Riemenqualitäten nach Möglichkeit zu verringern.

Da der Aufbau der Riemen von Grund auf untersucht werden mußte, wurden zunächst geeignete Rohmaterialien beschafft, diese dann zum Teil für sich, zum Teil in Mischung miteinander versponnen und 3 bzw. 4 fädig gezwirnt. Hierbei wurden verschiedene Spinn- und Zwirndrehungen angewandt, um die geeignetsten Drehungsgrade zu ermitteln. Die fertigen Zwirne wurden hierauf eingehend auf ihre Eigenschaften untersucht. Die Ergebnisse dieser Prüfungen sind aus Tabelle 1—3 ersichtlich. Von ihnen betrifft Tabelle 1 die aus einem Kamelhaar hergestellten Zwirne, Tabelle 2 die aus einem als „Standard" bezeichneten Material und aus Alpaka hergestellten und Tabelle 3 die aus Mischungen verschiedener Haarsorten bestehenden Zwirne. Unter den Kamelhaarzwirnen befinden sich 5 Proben (33, 31 und V. 1—3), bei denen die Haarlänge der Züge durch nochmaliges Auskämmen der kurzen Haare erheblich erhöht worden ist. Diese Zwirne haben, wie ersichtlich, eine merklich höhere Reißlänge ergeben als die gleichzeitig aus normalen Zügen gesponnenen. Da das doppelt gekämmte Material indes zu teuer wurde, kam es für die praktische Herstellung von Riemen nicht in Betracht. Die mittlere Haarlänge der Garne aus normalen Kamelhaarzügen liegt zwischen 100 und 110 mm, bei den vorhergenannten, doppelt gekämmten Zügen bei rund 150 mm. Das Standardmaterial weist demgegenüber eine mittlere Haarlänge von 125—200 mm auf. Bei den Kamelhaar- und Standardgarnen sind auch die einfachen Gespinste geprüft worden. Dabei ergab sich die technologisch interessante Tatsache, daß einige Garne durch das Zwirnen der 4 Fäden einen ungewöhnlich hohen Festigkeitszuwachs aufwiesen gegenüber dem 4fachen Wert des einfachen Garnes; bei Kamelhaar betrug dieser Zuwachs z. B. 90—140%, bei einem Standardzwirn sogar 200%. Diese außergewöhnlich hohe Zunahme der Zugfestigkeit durch die Zwirnung trat jedoch nur bei solchen Garnen auf, die eine sehr schwache Drehung besaßen; bei diesen wirkt sich also die Erhöhung der Oberflächenreibung der Fasern im Faden durch das Zwirnen verhältnismäßig am stärksten aus.

Die Abhängigkeit der Zugfestigkeit von der Drehung ist in Abb. 1 für die einfachen Garne, in Abb. 4 für die Zwirne graphisch dargestellt. Die Garne und die Zwirne aus dem Standardmaterial zeigen einen dem bekannten Drehungsgesetz von E. Müller[1] folgenden Linienzug, während bei den Kamelhaargarnen und -zwirnen der Verlauf der Linien nur eine Näherungskurve ergibt.

[1] Der Abschnitt A ist von G. Herzog, die folgenden von G. Fiek und P. Holdt bearbeitet worden.

[2] Herzog: Unrichtige Bezeichnung von Kamelhaarerzeugnissen, Leipz. Monatsschr. Textilind. Nr. 2. 1924.

[1] Zivilingenieur 1880, H. 2 u. 3 bzw. Festschrift zum 70. Geburtstage von E. Müller.

Digitized by Google

Tabelle 1. Kamelhaargarne.

Hersteller	Probe Nr.	Soll-Drehung		Metrische Nr.[1]		Drehungen[2] auf 1 m		Abweichung der Drehung von der Soll-Drehung		Differenz der Drehungen	Drehungs-Koeffizient α [3]		Mittlere Haarlänge im Garnquerschnitt	Bruchlast[4]	Bruchdehnung[4]	Reißlänge[5]	Anzahl der Hin- und Herbiegungen bis zum Bruch[6]	Elastizitätsgrad bei stoßweiser Zugbeanspruchung[7]	
		Zwirn	Garn	Zwirn	Garn	Zwirn	Garn	Zwirn %	Garn %		Zwirn	Garn	mm	kg	%	km		20×1 kg	20×2 kg
	Zwirne																		
H. $6^3/_4$	D_1	190	290	1,65	6,60	220	320	+16	+10	100	171	125	108	5,57	41,7	9,20	1912	0,49	0,20(3)
	D_2	190	360	1,56	6,24	203	382	+ 7	+ 6	179	162	154	102	5,92	42,6	9,25	2636	—	—
	D_3	250	290	1,58	6,32	247	297	— 1	+ 2	50	196	118	99	5,69	43,4	9,00	2097	—	—
	A_1	250	325	1,53	6,12	243	341	— 3	+ 5	98	197	138	106	5,67	42,7	8,70	2293	0,51	0,32
	D_4	250	360	1,59	6,35	354	366	+ 1	+ 2	112	201	145	97	5,52	43,7	8,75	2409	0,53	0,32
V. $6^3/_4$	33	160	160	1,71	6,84	156	150	— 2	— 6	6	119	57	163	5,71	37,9	9,75	—	—	—
	31	190	160	1,58	6,32	178	153	— 6	— 4	25	142	61	160	6,15	39,5	9,75	1851	0,53	0,34
	V_1	190	290	1,68	6,72	179	269	— 6	— 7	90	138	104	161	5,67	39,6	9,55	—	0,52	0,34
	V_2	190	360	1,68	6,72	176	325	— 7	—10	149	136	125	154	5,62	40,4	9,45	—	—	—
	V_3	220	325	1,68	6,72	197	283	—10	—13	86	152	109	154	5,62	41,9	9,45	1763	—	—
	28	250	290	1,68	6,72	263	270	+ 5	— 7	7	203	104	103	4,76	37,5	8,00	—	—	—
	27	250	360	1,61	6,44	257	339	+ 7	— 6	82	202	133	102	4,95	38,4	7,95	—	—	—
	einfache Garne																		
V.	37	—	160	—	7,33	—	150	—	— 6	—	—	56	—	0,542	14,1	4,00	—	—	—
	39	—	290	—	7,05	—	269	—	— 7	—	—	101	—	0,720	20,7	5,10	—	—	—
H.	$A_1/41$	—	325	—	6,70	—	283	—	—13	—	—	124	—	0,994	25,8	6,65	—	—	—
V.	43	—	360	—	6,71	—	339	—	— 6	—	—	131	—	0,871	20,7	5,85	—	—	—

in besonderer Weise ausgekämmtes Material, im Handel nicht zu haben

Tabelle 2. Standardgarne und Alpakagarne.

Hersteller	Probe Nr.	Soll-Drehung		Metrische Nr.[1]		Drehungen[2] auf 1 m		Abweichung der Drehung von der Soll-Drehung		Differenz der Drehungen	Drehungs-Koeffizient α [3]		Mittlere Haarlänge im Garnquerschnitt	Bruchlast[4]	Bruchdehnung[4]	Reißlänge[5]	Anzahl der Hin- und Herbiegungen bis zum Bruch[6]	Elastizitätsgrad bei stoßweiser Zugbeanspruchung[7]	
		Zwirn	Garn	Zwirn	Garn	Zwirn	Garn	Zwirn %	Garn %		Zwirn	Garn	mm	kg	%	km		20×1 kg	20×2 kg
	Zwirne																		
V. $6^3/_4$	34	160	160	1,67	6,68	141	150	—12	— 6	9	109	58	124	5,12	35,1	8,55	—	—	—
	32	190	160	1,65	6,60	181	155	— 5	— 3	26	141	60	126	5,37	37,4	8,85	3398	0,53	0,29(3)
	30	190	290	1,68	6,72	192	274	+ 1	— 6	82	148	106	138	5,91	40,0	9,95	4705	0,53	0,32
	29	190	360	1,72	6,88	182	350	— 4	— 3	168	139	133	130	5,68	39,1	9,80	—	—	—
H. $6^3/_4$	A_3	216	325	1,55	6,20	200	302	— 7	— 7	102	161	121	140	5,91	43,6	9,15	5254	—	—
										75	193	126		6,00	44,9	9,30			
V. $6^3/_4$	V_6	220	325	1,63	6,52	201	310	— 9	— 5	109	158	122	206	5,99	43,5	9,75	—	—	—
	V_4	250	290	1,62	6,48	226	267	—10	— 8	41	178	105	197	5,88	44,7	9,55	—	0,54	0,36
	V_5	250	360	1,71	6,84	218	329	—13	—11	111	167	126	212	5,83	44,8	9,95	—	0,55	0,35
	einfache Garne																		
V. $6^3/_4$	32	—	160	—	6,89	—	155	—	— 3	—	—	59	—	0,419	9,8	2,90	—	—	—
	30	—	290	—	6,94	—	274	—	— 6	—	—	104	—	0,956	24,5	6,65	—	—	—
	V_6	—	325	—	6,45	—	310	—	— 5	—		122	—	1,023	26,5	6,60	—	—	—
	V_5	—	360	—	7,20	—	329	—	—11	—	—	123	—	0,886	26,6	6,40	—	—	—
	Alpaka-Zwirne																		
H. $6^3/_4$	A_2	216	325	1,60	6,40	199	316	— 8	— 3	117	158	125	112	5,35	39,8	8,55	3752	—	—
V. $6^3/_4$	V_7	220	325	1,56	6,24	220	309	-	5	89	176	124	98	5,35	38,2	8,35	1188	—	

Digitized by Google

Tabelle 3. Mischgarne.

Hersteller	Probe Nr.	Zusammensetzung des Garnes	Soll-Drehung		Metrische Nr.[1]		Drehungen[2] auf 1 m		Abweichung der Drehung von der Soll-Drehung		Differenz der Drehungen	Drehungs-Koeffizient α [3]		Mittlere Haarlänge im Garnquerschnitt	Bruchlast[4]	Bruchdehnung[4]	Reißlänge[5]	Anzahl der Hin- und Herbiegungen bis zum Bruch[6]	Elastizitätsgrad bei stoßweiser Zugbeanspruchung[7]	
			Zwirn	Garn	Zwirn	Garn	Zwirn	Garn	Zwirn %	Garn %		Zwirn	Garn	mm	kg	%	km		20×1 kg	20×2 kg
																			50% Alpaka 50% Wolle	aus einem Riemen
K. 5¼	B_{1a}	60% Alpaka, 40% Wolle	220	280	1,72	5,16	212	310	—4	+11	98	162	137	—	4,56	36,1	7,85	1489	0,58	0,14 (2)
	B_{1b}	60% „ 40% „	250	325	1,65	6,60	255	361	+2	+11	106	198	140	106	4,70	40,1	7,75	1250	—	—
	B_2	60% „ 40% Kamel	250	325	1,64	6,55	240	332	—4	+ 2	92	188	130	96	5,18	40,3	8,45	975	—	—
	B_3	60% Kamel, 40% Alpaka	250	325	1,81	7,23	257	331	+3	+ 2	74	191	123	91	4,47	38,0	8,10	1066	—	—
K. 6¾	B_4	60% „ 40% Wolle	250	325	1,53	6,12	247	315	—1	— 3	68	200	128	119	5,21	42,4	7,95	2323	0,53	0,13 (2)
	B_5	30% Alpaka, 70% „	250	325	1,53	6,12	243	374	—3	+15	131	197	151	118	5,13	41,2	7,80	2427	—	—
	B_6	30% Kamel, 70% „	250	325	1,55	6,20	241	323	—4	— 1	82	194	130	119	5,17	45,4	8,05	3320	—	—
	B_7	30% „ 30% Alpaka 40% Wolle	250	325	1,60	6,40	245	357	—2	+10	112	194	141	108	5,17	43,5	8,30	2035	—	—
	C_1	60% Ziegenhaare 40% Wolle	—	—	1,91	5,73	191	344	—	—	153	138	144	106	3,44	27,5	6,55	533	0,28(3)	gerissen
M. 5¼	C_3	60% Frauenhaare 40% Wolle	—	—	1,75	5,25	229	280	—	—	51	173	122	118	4,21	34,4	7,35	—	—	—
	C_4	40% Frauenhaare 60% Wolle	—	—	1,69	5,07	218	259	—	—	41	168	115	—	4,75	37,0	8,05	—	—	—
M. 6¾	C_4	40% Frauenhaare 60% Wolle	—	—	1,83	7,32	244	305	—	—	61	181	131	123	4,28	36,0	7,85	1912	0,47	gerissen

[1] Die Nummern sind bei 65% Luftfeuchtigkeit bestimmt; die Nummer des einfachen Garnes ist aus der Zwirnnummer und der Zahl der Einzelfäden (ohne Berücksichtigung der Einzwirnung) berechnet.

[2] Mittel aus je 20 Versuchen mit je 10 cm Fadenlänge.

[3] Berechnet nach der Formel $\alpha = t/N$; t = Anzahl Drehungen auf 1 m N = metrische Nummer.

[4] Die Werte sind Mittel aus je 30 Versuchen. Freie Einspannlänge der Probefäden 50 mm; geprüft wurde bei 65% Luftfeuchtigkeit und 18—20° Zimmerwärme.

[5] Der Berechnung der Reißlänge ist die bei 65% Luftfeuchtigkeit ermittelte Nummer des Zwirnes bzw. Garnes zugrunde gelegt worden.

[6] Das Hin- und Herbiegen der Fäden erfolgte an ein und demselben Querschnitt um die abgerundete Kante eines Stahlbleches von 2,0 mm Dicke. Der Biegungswinkel in der Endstellung war etwa 60°, während der Biegebeanspruchung standen die Fäden unter einer Zugbeanspruchung von rund 1300 g. Die Zahl der Hin- und Herbiegungen betrug etwa 100 in der Minute. Die Werte sind Mittel, aus je 10 Versuchen.

[7] Die Prüfung erfolgte in der Weise, daß die Fäden zunächst mit 2 kg belastet wurden und dann 20mal nacheinander eine stoßweise wirkende Zusatzbelastung von 1 kg, darauf 20mal eine solche von 2 kg erhielten. Der Elastizitätsgrad gibt das Verhältnis der nach Beendigung des Versuches vorhandenen elastischen Dehnung zur Gesamtdehnung an. Die Werte sind Mittel aus je 5 Versuchen; die in Klammern gesetzten Zahlen geben an, daß bei dem betreffenden Garn nicht alle Fäden, sondern nur die angegebene Zahl die entsprechende Belastung aushielten, die übrigen Fäden rissen vor Beendigung der Reihe.

Digitized by Google

Der Drehungsgrad $\alpha = t\sqrt{N}$ [1] für die höchste Zugfestigkeit liegt bei den einfachen Garnen aus Kamelhaar und aus dem Standardmaterial bei etwa 100 bis

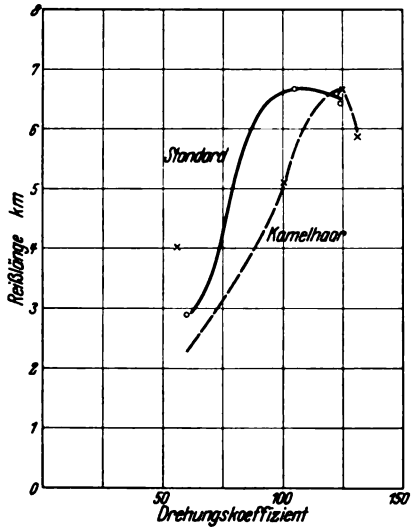


Abb. 1. Beziehung zwischen Festigkeit und Drehungsgrad der einfachen Garne.

120, bei den Kamelhaarzwirnen bei etwa 170, bei den Standardzwirnen bei etwa 150. In Abb. 2 sind die Kraftdehnungslinien eines typischen Zwirnes jeder Materialsorte dargestellt. Die Auswertung der Diagramme ergab die in Tabelle 4 zusammengestellten

Abb. 2. Kraftdehnungslinien der Zwirne.

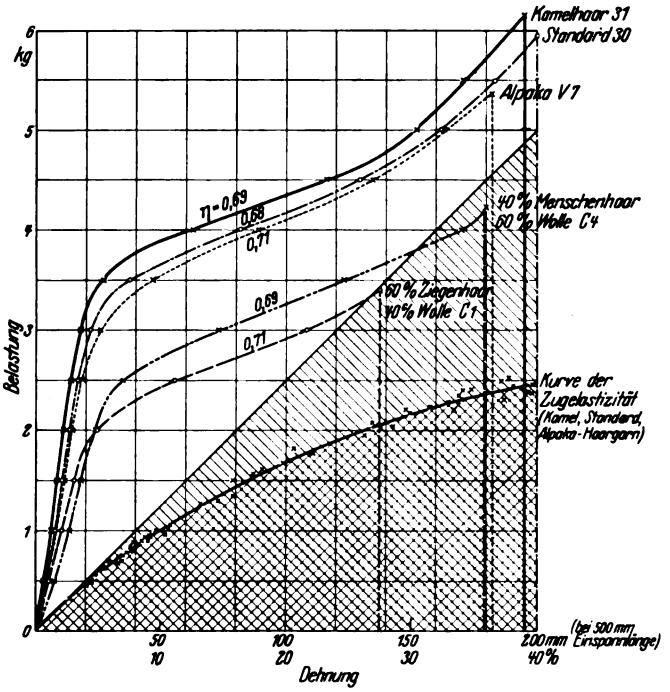


Abb. 3 (schraffierter Teil). Zugelastizität der Zwirne.

Werte. Die Tabellenwerte zeigen, daß die spezifische Zerreißarbeit des Kamelhaarzwirnes und des Standardzwirnes praktisch gleich ist. Die Zerreißarbeit des Alpakazwirnes ist schon merklich geringer als die der beiden vorher genannten Haarsorten. Einen noch kleineren

[1] t = Anzahl der Drehungen auf 1 m, N = metr. Nummer des Garnes bzw. Zwirnes.

Wert zeigt das Mischgarn aus Wolle und Menschenhaar: die kleinste Zahl weist, wie von vornherein zu erwarten war, der aus Ziegenhaar bestehende Zwirn auf. In Abb. 3 sind die Elastizitätswerte dargestellt; nennenswerte Unterschiede zwischen den verschiedenen Zwirnen bestehen nicht. Weiterhin sind Biegeversuche ausgeführt worden, wobei die Fäden an ein und demselben Querschnitt um die abgerundete Kante eines Stahlbleches von 2 mm Dicke so oft hin- und hergebogen wurden, bis Bruch des Fadens eintrat. Der Biegungswinkel nach jeder Seite betrug etwa 60°. Während des Biegens standen die Fäden unter einer Zugspannung von rund 1300 g. Die Zahl der Hin- und Herbiegungen betrug in der Minute etwa 100. Die hierbei erhaltenen Ergebnisse sind, obgleich Mittel aus je 10 Versuchen, doch nur als Annäherungswerte zu betrachten, weil der Biegewiderstand im wesentlichen von der Größe des beanspruchten Garnquerschnittes abhängig ist und dieser mangels einer

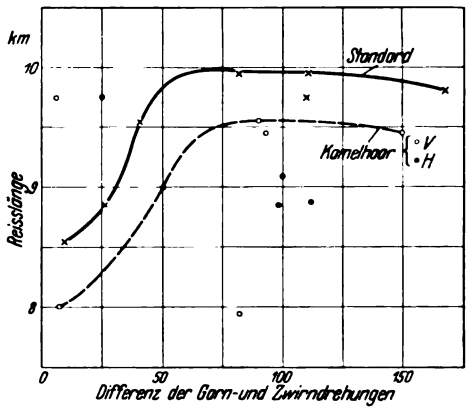


Abb. 4. Beziehung zwischen Drehung und Festigkeit der Zwirne.

geeigneten Meßvorrichtung[1] nicht genau festgestellt werden konnte. Das ungünstigste Verhalten bei der Biegeprobe zeigte wieder der Zwirn mit Ziegenhaarbeimischung. Die Biegezahlen für die reinen Kamelhaarzwirne liegen zwischen 1900 und 2600. Die beiden

Tabelle 4. Auswertung der Kraft-Dehnungslinie typischer Zwirne.

Material	Bruchlast kg	Bruchlast als Reißlänge ausgedrückt km	Bruchdehnung mm	Bruchdehnung %	Völligkeitswert des Kraftdehnungsdiagramms[2]	Zerreißarbeit mkg	Spezifische Zerreißarbeit (für 1 g Material) mkg
Kamelhaar . . .	6,15	9,75	195	39,5	0,690	0,828	2,66
Standard-Material . . .	5,95	9,95	200	40,0	0,681	0,810	2,71
Alpaka	5,35	8,35	182	38,2	0,712	0,693	2,27
Mischgarn Menschenhaar-Wolle	4,25	7,85	180	36,0	0,696	0,532	1,96
Mischgarn Ziegenhaar-Wolle	3,40	6,55	138	27,5	0,711	0,334	1,28

[1] Der Stapelmesser nach Müller, der sich hierfür sehr geeignet hätte, stand damals leider nicht zur Verfügung.

[2] Verhältnis der von der Kraft-Dehnungslinie und den zugehörigen Koordinatenabschnitten eingeschlossenen Fläche zu dem umschließenden Rechteck.

Digitized by Google

geprüften Alpakazwirne haben stark voneinander abweichende Werte ergeben; die Standardzwirne haben mit 3400 und 5200 den größten Biegewiderstand ergeben. Der Grund für die größere Widerstandsfähigkeit dieses Materials in bezug auf Biegung dürfte vermutlich in der größeren Gleichmäßigkeit der Haardicke zu suchen sein. Bei Kamelhaar sind die vorkommenden Haardickenunterschiede erheblich größer, da neben feinen, markfreien Haaren stets gröbere, markhaltige vorkommen, die eine geringere Biegungselastizität aufweisen. Eine Gleichsinnigkeit der Biegungszahlen mit den Reißlängenwerten scheint jedoch nicht durchweg vorhanden zu sein. Sehr interessante Zahlen für die Beurteilung der Materialien lieferte endlich die Prüfung der Zwirne auf Elastizität bei häufig wiederholter stoßweiser Beanspruchung. Der besseren Übersicht halber sind die betreffenden Zahlen in der Tabelle 5 noch einmal gegenübergestellt. Bei einigen Proben haben bei den 5 Parallelversuchen nicht alle Fäden die Belastung bis zum Schluß ausgehalten, vielmehr sind bei einzelnen Versuchen die Fäden vorher gerissen. Um dieses Verhalten zum Ausdruck zu bringen, sind die betreffenden Fäden in der entsprechenden Belastungsstufe mit dem Werte 0 eingesetzt worden, so daß der Mittelwert für die betreffende Probe entsprechend herabgedrückt wurde. Die Kamelhaar- und die Standardzwirne ergaben dabei annähernd den gleichen Elastizitätsgrad. Die Mischgarne aus Kamelhaar und Wolle sowie Alpaka und Wolle weisen nur etwa halb so hohe Werte anf. Der Zwirn aus Menschenhaar und Wolle hat die Zusatzbelastung von 2 kg nicht mehr ausgehalten, und

Tabelle 5. Elastizität der Zwirne bei stoßweiser Zugbeanspruchung.

Material	Elastizitätsgrad bei wiederholter, stoßweiser Belastung (Zusatzbelastung)		
	20 × 1 kg	10 × 2 kg	20 × 2 kg
Kamelhaar	0,505	0,385	0,324
	0,487	0,368	0,202(3)
	0,530	0,388	0,321
	0,516	0,405	0,338
	0,530	0,393	0,341
Mittelwert	0,513	0,388	0,305
Standard-Material	0,537	0,403	0,360
	0,548	0,421	0,350
	0,531	0,390	0,319
	0,527	0,424	0,286(4)
Mittelwert	0,536	0,410	0,329
Mischgarn Kamelhaar-Wolle	0,530	0,400	0,134(2)
Mischgarn Alpaka-Wolle	0,579	0,431	0,142(2)
Mischgarn Menschenhaar-Wolle	0,473	bereits gerissen	—
Mischgarn Ziegenhaar-Wolle	0,280(3)	bereits gerissen	—

Vom Kamelhaar sind 5, vom Standard-Material 4 Zwirnsorten geprüft worden, von den übrigen Materialien nur je eine. Die Werte sind überall die Mittel aus je 5 Einzelversuchen. Die in Klammern gesetzten Zahlen geben an, daß von den geprüften Fäden nur die angegebene Zahl die betreffenden Belastungen ausgehalten hat, während die übrigen vorher rissen.

uoch schlechter verhielt sich das Mischgarn aus Ziegenhaar, bei dem ein Teil der Fäden sogar die Belastung mit 1 kg nicht 20mal aushielt. Die technologischen Eigenschaften eines Mischgarnes werden anscheinend nicht nur von einer gewissen Gleichmäßigkeit in der Dicke, sondern anscheinend in besonderem Maße auch von dem Zusammenpassen der Eigenschaften der Einzelfaserstoffe beeinflußt. Ein in jeder Beziehung hochwertiges Garn muß daher aus möglichst gleichmäßigem Haarmaterial aufgebaut sein. Die Versuche haben einwandfrei ergeben, daß das Standardmaterial ganz besonders alle diejenigen Eigenschaften besitzt, die ein Material für Anfertigung von Riemen aufweisen muß. Dies haben die späteren Versuche mit den aus entsprechenden Garnen hergestellten Riemen bestätigt.

Auf Grund der Ergebnisse der bisher beschriebenen Material- und Garnprüfungen wurden folgende Zwirne für die Anfertigung der in 15 cm Breite vorgesehenen Versuchsriemen ausgewählt:

a) ein Zwirn aus reinem Kamelhaar, bester Handeszug, mittlere Haarlänge wenigstens 105 mm,

b) ein Zwirn aus dem Standardmaterial,

c) ein Zwirn aus einer Mischung von a und b je zur Hälfte,

d) ein Zwirn aus Wolle.

Für den Aufbau der Riemen wurde zunächst die übliche Fertigung in Leinwandbindung, 4lagig, mit Verbindung der Lagen durch eine besondere Bindekette gewählt. Für die vierfachen Zwirne, deren einfaches Garn durchweg in Nr. 6 engl. = $6^3/_4$ metr. gesponnen war[1], wurden nach den Vorversuchen die geeigneten Drehungszahlen festgelegt, die aber, wie aus den später folgenden Tabellen 6 und 7 ersichtlich, nur mit Abweichungen bis zu 25% innegehalten worden sind. Die Riemen der Reihe a und c bzw. b und d waren mit der gleichen Gesamtkettfadenzahl gearbeitet. Die Tabelle 6 enthält die Ergebnisse der eingehenden Untersuchungen der Riemen. Die Prüfungen bezweckten einerseits die Kontrolle der Innehaltung der vorher festgelegten Fabrikationsvorschriften, andererseits die Gewinnung von Kenntnissen über die Beeinflussung der verschiedenen Haarmaterialien durch die Verarbeitungsprozesse.

Aus Spalte 3—5 ist die Veränderung zu ersehen, die das Material hinsichtlich seiner Länge durch das Verspinnen und Verweben erleidet. Gegenüber der Länge im unversponnenen Zustande beträgt der Rückgang im verwebten Garn bei Kamelhaar und dem Standardmaterial 12—13%, bei dem Mischgarn mit Kamel und bei kurzer Wolle aber etwas mehr als 20%.

Die auf die Riemen aufgebrachte Imprägnierungsmasse betrug bei den Riemen a—d bei Verwendung der herkömmlichen Leinölmennige-Imprägnierung 26—32% (auf das Gewicht des rohen Riemens bezogen). Die Reißlänge ist einmal unter Zugrundelegung des Gewichtes des imprägnierten Riemens, daneben auch (siehe die in

[1] Eine Ausnahme machten nur die gröber, nämlich in Nr. $5^1/_4$ gesponnenen, dreifach gezwirnten Mischgarne mit Ziegen- und Menschenhaar (C_1, C_3 und C_4) sowie ein Mischgarn aus Wolle und Alpaka (B_1a).

Digitized by Google

Tabelle 6. Aufbau und Eigenschaften der Riemen mit Bindekette.

Riemensorte und Haarmaterial	Gesamt-Kettfädenzahl in der Riemenbreite (Doppelfäden)	Mittlere Haarlänge im Querschnitt mm			Zahl der Drehungen auf 1 m				Gewicht von 1 m Riemen g		Bruchlast des imprägnierten Riemens[1]			Dehnung des imprägnierten Riemens bei 60 kg/cm² Spannung[1]		Quotient der Dehnungsteile δ_b/δ	Bruchlast des Zwirnes kg			Ausnutzung der Zwirnfestigkeit im Riemen	Bruchdehnung des Zwirnes %			Reißlänge des Zwirnes m		Einarbeitung der Haargarn-Kette beim Verweben (%)	Metrische Nummer des Zwirnes (ohne Imprägnierung)
		Zug	unverwebter Zwirn	verwebter Zwirn	Garn Soll	Garn Ist	Zwirn Soll	Zwirn Ist	ohne Imprägnierung	mit Imprägnierung	gesamt kg	kg/cm²	Reißlänge m	gesamt $\%$ (δ_g)	bleibend $\%$ (δ_b)		unverwebt	verwebt, imprägniert	verwebt, Imprägnierung entfernt		unverwebt	verwebt, imprägniert	verwebt, Imprägnierung entfernt	unverwebt	verwebt, imprägniert		
1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12	13	14	15	16	17	18	19	20	21	22	23	24	25	26	27	28
a rein Kamelhaar	403	107	90,4	93,6	320	408 (+27%)	210	253 (+20%)	947	1208 (28%)	3270	290	2720 (3450)	2,9	1,0	0,34	6,01	5,86 (±4,7%)	5,68	0,69	45,6	42,7	45,4	9650	9500	—	1,62
b (späteres Standardmaterial)	452	157	153	138 (−12%)	280	314 (+12%)	190	169 (−11%)	950	1245 (31%)	4120	361	3310 (4330)	2,2	0,8	0,36	5,92	5,44 (±3,3%)	5,06	0,84	40,2	34,1	36,5	9900	9250	10,7	1,82
c (Material a und b je zur Hälfte)	403	127	94,5	87,5 (−23%)	300	378 (+26%)	200	230 (+15%)	933	1234 (32%)	3570	311	2900 (3830)	2,9	1,2	0,41	5,71	5,71 (±6,8%)	5,49	0,78	45,3	40,4	44,5	9100	8900	—	1,60
d Wolle	460	137	123	106 (−23%)	280	300 (+7%)	190	165 (−13%)	990	1252 (27%)	3420	298	2730 (3460)	2,4	1,0	0,42	4,60	4,23 (±12%)	4,32	0,89	37,9	28,3	32,7	7900	7500	—	1,80
N. N. Wolle	568 (sechsfacher Zwirn)	—	—	124					895	1104 (23%)	3450	314	3125 (3850)	4,1	0,9	0,22	—	7,65	7,05	0,80	—	32,5	32,2	—	6750	19,7	1,01

Tabelle 7. Aufbau und Eigenschaften der durchgewebten Riemen (d. h. Riemen ohne Bindekette).

Riemensorte und Art des Materials	Gesamt-Kettfädenzahl in der Riemenbreite (Doppelfäden)	Mittlere Haarlänge im Querschnitt mm			Zahl der Drehungen auf 1 m				Gewicht von 1 m Riemen g		Bruchlast des imprägnierten Riemens[1]			Dehnung des imprägnierten Riemens bei 60 kg/cm² Spannung[1]		Quotient der Dehnungen δ_b/δ_g	Bruchlast des Zwirnes kg			Ausnutzung der Zwirnfestigkeit im Riemen	Bruchdehnung des Zwirnes %			Reißlänge des Zwirnes m		Einarbeitung der Haargarn-Kette beim Verweben (%)	Metrische Nummer des Zwirnes (ohne Imprägnierung)
		Zug	unverwebter Zwirn	verwebter Zwirn	Garn Soll	Garn Ist	Zwirn Soll	Zwirn Ist	ohne Imprägnierung	mit Imprägnierung	gesamt kg	kg/cm²	Reißlänge m	gesamt $\%$ (δ_g)	bleibend $\%$ (δ_b)		unverwebt	verwebt, imprägniert	verwebt, Imprägnierung entfernt		unverwebt	verwebt, imprägniert	verwebt, Imprägnierung entfernt	unverwebt	verwebt, imprägniert		
1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12	13	14	15	16	17	18	19	20	21	22	23	24	25	26	27	28
Standard γ 4,7 mm	305 (vierfacher Zwirn)	157	—	138	280	320	190	183	—	772	2850	402	3690	2,8	0,5	0,18	—	5,57	5,27	0,84	—	32,2	33,1	—	10050	20,0	1,81
Standard $\gamma\, d_4$ 7 mm	400 (vierfacher Zwirn)	157	—	138	280	320	190	183	852	1150 (35%)	3290	335	2870	4,6	2,0	0,43	—	5,34	5,31	0,77	—	21,9	31,6	—	9850	19,7	1,84
Standard $\gamma\, d_2$ 7 mm	553 (dreifach eingezogen → zweifacher Zwirn)	119	—	106	30	398	—	378	—	1270	3710	347	2930	5,5	3,0	0,55	—	2,48	2,46	0,90	—	18,7	26,0	—	8950	22,1	3,61
Riemen *Sr* roh 8 mm	880 (sechsfacher Zwirn)	—	—	115	—	—	—	—	843	—	5430	452	6440	6,6	3,9	0,59	—	—	5,45	0,57	—	—	21,9	—	21650	26,9	3,97
Riemen *Si* imprägniert 8 mm	880 (sechsfacher Zwirn)	—	—	115	—	—	—	—	843	1040 (23,4)	5670	485	5450 (6720)	6,0	3,0	0,50	—	5,14	5,32	0,63	—	22,1	22,1	—	21800	26,9	4,10

Digitized by Google

Klammern gesetzten Werte) unter Zugrundelegung des Gewichtes des rohen Riemens berechnet worden. Als Dehnungswerte sind angegeben einmal die Gesamtdehnung (bleibende + elastische Dehnung), ferner noch die bleibende Dehnung allein, beide für die Spannung von 60 kg/qcm.

Die Werte für die Zwirnfestigkeit zeigen, daß durch das Verweben ein kleiner Rückgang derselben um etwa 3—6% erfolgt; bei dem Zwirn Reihe d beträgt dieser Rückgang allerdings schon 12%.

Die Prüfung der Riemen a—d hinsichtlich ihrer Betriebseigenschaften auf der weiter unten beschriebenen Leistungsanlage ergab zunächst, daß der Riemen b sich deutlich besser verhielt, als die übrigen und zwar sowohl was geringen Schlupf als auch was geringe Dehnung anbetraf. Gleichzeitig zeigte sich aber auch, daß mit Riemen dieser Konstruktion eine wesentliche Verbesserung der Betriebsleistungen nicht zu erzielen war. Die Steifigkeit der Riemen in der bisherigen Ausführung war verhältnismäßig groß, was besonders im Vergleich mit den Ergebnissen eines Sondertextilriemens deutlich zum Ausdruck kam (s. auch unter B, V, S. 31). Es wurde daher der Aufbau mit Bindekette verlassen und eine andere webtechnische Zusammensetzung gewählt. Diese Überlegungen führten zur Konstruktion des Standardriemens. In ihm ist das Haarmaterial verarbeitet, welches bei den Versuchen mit der ersten Riemenreihe die besten Ergebnisse geliefert hatte. Um den Einfluß der Riemendicke kennenzulernen, wurde ein Riemen von 4,7 mm Dicke und ein weiterer aus Garnen gleicher Art in 7 mm Dicke hergestellt. Der dünnere Riemen ergab nun nicht nur eine bessere Ausnutzungsziffer in der Festigkeit, sondern auch kleinere, also günstigere Zahlen für die bleibende Dehnung; allerdings war dieser Riemen vorgereckt worden, worauf die günstigeren Dehnungswerte wohl zurückzuführen sein dürften. Während nämlich bei den Riemen des neuen Aufbaues infolge der andersartigen Fadenverkreuzung die bleibende Dehnung im allgemeinen etwas höher ist als bei den Riemen mit Bindekette (was nach den Zahlen für die Einarbeitung des Kettgarnes — 20% bei den Standardriemen gegen rund 10% bei den Riemen mit Bindekette — erklärlich ist) hat der dünne Riemen eine ebenso niedrige bleibende Dehnung ergeben wie die Riemen mit Bindekette. Es ist ferner noch ein Riemen in 7 mm Dicke aus feinfädigem Zwirn gleicher Art hergestellt worden, der gegenüber dem aus dickeren Zwirn hergestellten zwar eine bessere Festigkeitsausnutzung ergab, jedoch auch etwas höhere bleibende Dehnung, so daß dieser Riemen keinen weiteren Fortschritt mehr brachte.

Außer den neuen Riemen ist zum Vergleich noch ein Sondertextilriemen aus besonderen Spinnstoffen in roher (*Sr*) und imprägnierter (*Si*) Ausführung eingehend, wie vorher beschrieben, geprüft worden. Die Ergebnisse dieser Untersuchungen sind gleichfalls in Tabelle 7 enthalten.

Interessante Zahlen ergeben sich für die Ausnutzung der Festigkeit des Zwirnes im Vergleich zu der im fertigen Riemen erreichten Festigkeit, d. h. in dem Quotienten:

$$\frac{\text{effektive Riemenfestigkeit}}{\text{theoretische Riemenfestigkeit}},$$

wobei die theoretische Riemenfestigkeit die aus der Gesamtzahl der Kettfäden und deren mittlerer Zugfestigkeit errechnete darstellt. Die Bindekette ist bei dieser Berechnung außer Betracht gelassen worden, weil sie wegen ihrer etwa 15mal so großen Einarbeitung beim Bruch des Riemens kaum mit belastet sein dürfte.

Die Ausnutzung der Zwirnfestigkeit im Riemen beträgt im besten Falle rund 90% und zwar ist dies auffallenderweise bei Riemen d, wo man wegen der Ungleichmäßigkeit des Garnes einen weniger günstigen Wert erwarten würde, der Fall. Mit etwas niedrigeren Werten folgen die Riemen b und N.N., dann c und a, welch letzterer nur noch von dem Riemen *Si* unterschritten wird, der nur 63% ergeben hat. Der geringe Ausnutzungswert des Riemens *a* kann bei der guten Gleichmäßigkeit seines Zwirnes nur ein Ausnahmewert sein, der nicht als normal angesehen werden kann und in der Herstellung des Riemens begründet sein muß. Auch die gefundene Bruchspannung von 290 kg/qcm ist für einen reinen Kamelhaarriemen (extra prima Qualität) bei so guter Festigkeit des Zwirnes zu niedrig; derartige Riemen haben erfahrungsgemäß Bruchspannungen von wenigstens 350 kg. Legt man diesen Wert zugrunde, so ergibt sich auch bei *a* eine Ausnutzungsziffer von 84%. Werte dieser Höhe sind als recht gut zu bezeichnen und dürften als Mittelwert das praktisch Erreichbare darstellen. Die Ausnutzungsziffer stellt einen wertvollen Maßstab für die Güte der Verarbeitung des Materials dar. Interessant ist, daß der feinfädige Riemen γd_2 eine bessere Ausnutzung ergeben hat als der grobfädige γd_4. Es kann dies seinen Grund nur in gleichmäßigerer Spannung des feinen Zwirnes im Riemen bei der Verarbeitung haben, denn die Zwirnreißlänge ist bei ihm an sich niedriger als die des gröberen vierfachen Zwirnes.

In dem folgenden Teil B des Berichtes über die Ergebnisse der Leistungsprüfung wird aufgezeigt werden, wie die Betriebseigenschaften der besprochenen Riemen durch die Wahl geeigneten Spinnmaterials, den neuen Aufbau und entsprechende Imprägnierung allmählich so verbessert worden sind, daß sie nunmehr gleich günstige Ergebnisse liefern, wie Lederriemen ausgesuchter Qualität. Über die Faktoren, die für die Leistungseigenschaften eines Riemens wichtig sind, wird auf Grund der bei den gesamten bisherigen Versuchen gemachten Erfahrungen am Schlusse des Berichtes einiges gesagt werden.

B. Leistungsversuche und andere mechanische Prüfungen mit den Riemen.

I. Beschreibung der Versuchsanlage.

Auf Grund der Erfahrungen, die während des Krieges bei der Prüfung von Papier- und Lederriemen auf einer in den Mitteilungen des Amtes 1921, Heft 2 beschriebenen Einrichtung für 10 PS Höchstleistung gewonnen wurden, ist in Zusammenarbeit mit der Berlin-Anhaltischen Maschinenbau-A.-G. in Dessau in der Abteilung für Maschinen- und Eisenbau des Staatlichen Materialprüfungsamtes eine Versuchsanlage entworfen und gebaut worden, mit der Leistungsprüfungen an Treibriemen bis zu einer Höchstleistung von 100 PS und bis

Digitized by Google

zu 30 m/sec Riemengeschwindigkeit ausgeführt werden können.

Die Anlage sieht nach Abb. 5, 6 und 7 in horizontaler Anordnung einen elektrisch betriebenen Riemenzug vor zwischen einem von dem Gleichstromnetz des

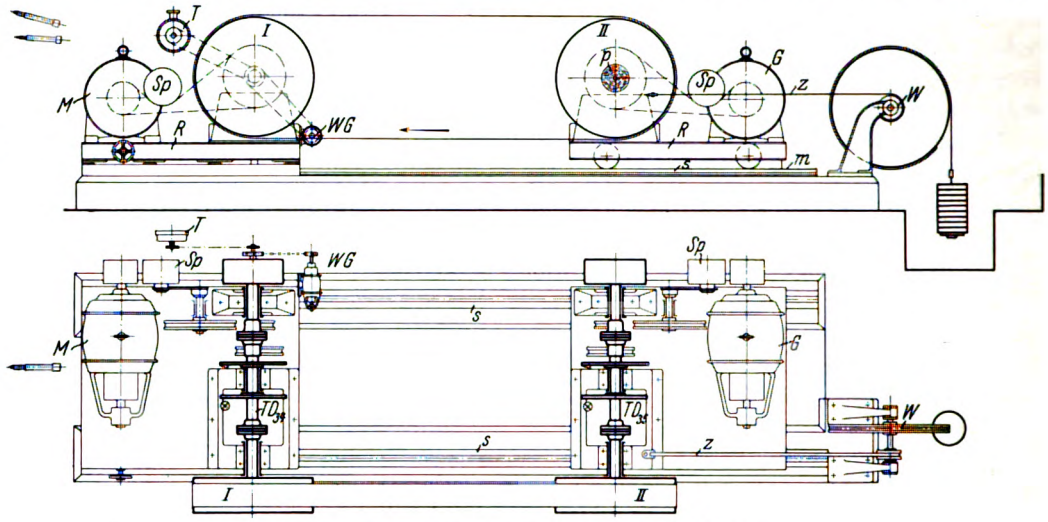


Abb. 5.

Abb. 6.

Abb. 5 und 6. Schematische Darstellung der Riemenprüfanlage.

Amtes betriebenen Elektromotor *M* und einem Generator *G*, der mit dem Motor in Kreisschaltung arbeitet, so daß nur die Verluste in beiden Maschinen durch ein besonderes ebenfalls an das Amtsnetz angeschlossenes Zusatzaggregat zu decken sind. Der Motor ist mit dem Spannrollen-Riemenvorgelege *Sp* und mit der treibenden Welle auf einem gemeinsamen Rahmen *R* montiert, der auf den Schienen *S* des Fundamentes feststellbar ist und zur Regelung des Riemenlaufes um eine zur Zugrichtung senkrechte Achse etwas geschwenkt werden kann. Ebenso steht der Generator mit der getriebenen Welle und einem gleichen Vorgelege auf einem Rahmen, der mittels Rollen auf den Fundamentschienen läuft und seitlich ebenfalls durch Rollen abgestützt ist. Dieser Rahmen kann entweder an bestimmten Stellen festgestellt werden oder er wird durch das Zugband *Z* mit Wägeeinrichtung *W* verbunden. Der Versuchsriemen läuft über Riemenscheiben I und II, die fliegend auf der treibenden und getriebenen Welle sitzen. In diese Wellen sind die Torsionsdynamometer *TD* 34 und 35 eingebaut, mit denen die in beiden Wellen auftretenden Drehmomente gemessen werden. Von der treibenden Welle wird ferner das Tachometer *T* durch Schnurzug und der kleine Wechselstrom-Generator *WG* durch Kettentrieb angetrieben. Letzterer bedient eine sog. Glimmlampe, die zur stroboskopischen Bestimmung des Riemenschlupfes benutzt wird.

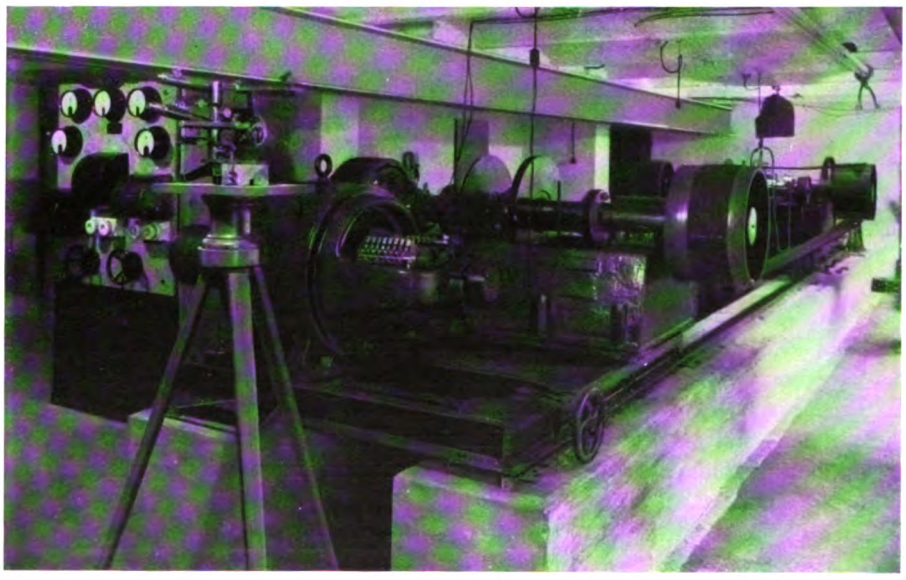


Abb. 7. Ansicht der Riemenprüfanlage.

Der Achsabstand zwischen beiden Wellen kann zwischen 1 und 5 m verändert werden.

Die beim Versuch auftretende Verlängerung des Riemens wird durch die Verschiebung des beweglichen Rahmens auf den Schienen bestimmt, die durch zwei beiderseits am Rahmen befestigte Marken an 2 an den Schienen angebrachten Maßstäben gemessen wird.

II. Meßverfahren.

Mit Hilfe von 3 Paar Riemenscheiben sind folgende Geschwindigkeiten und bei etwa 16 kg/cm Riemenbelastung folgende Leistungen mit einem 15 cm breiten Textilriemen rechnerisch festgelegt.

Tabelle 8.

Leistung in PS für 15 cm Riemenbreite		9,6	16,2	32,4	48,0	65,0	79,5	96,0	Umfangskraft für 1 cm Breite in kg
Riemengeschwindigkeit V in m/sk		3	5	10	15	20	25	30	
Drehzahlen *n* bei den vorgeschriebenen Scheibendurchm. in m	0,3	191	318	636	954	1272	1590	1908	16,1
	0,5	115	191	382	573	763	954	1145	
	1,0	—	95,4	191	286	382	477	573	

Digitized by Google

Bei jedem Riemenscheibenpaar werden die verschiedenen Geschwindigkeitsstufen durch Regulierung des Feldes des Antriebsmotors geändert; die Änderung der Leistung wird durch Belastung des Generators und gleichzeitige Regelung des Motors erzielt. Die tatsächlichen Leistungen des Motors und Generators werden mit Hilfe der Torsionsdynamometer gemessen. Diese sind als dünner elastischer Stab aus hochwertigem Federstahl in die getriebene und angetriebene Welle eingeschaltet, so daß sich die in den Wellenenden festgelagerten Köpfe des Stabes je nach dem übertragenen Drehmoment gegeneinander verdrehen. Diese Verdrehung wird optisch (s. Abb. 8) wie folgt gemessen. Der Torsionsstab trägt an beiden Enden senkrecht zur Stabachse stehende Scheiben, die eine (Nr. 1) mit einer beleuchteten Kreisskala am Rande, die andere (Nr. 2) mit einem unter 45° zur Ebene der Scheiben geneigten Spiegel; Scheibe Nr. 2 ist durch Hohlwelle mit einer weiteren Scheibe (Nr. 3) verbunden, die unmittelbar neben der Scheibe (Nr. 1) angeordnet ist und gegenüber der Skala auf Scheibe Nr. 1 einen Ausschnitt mit Fadenkreuz besitzt. Mit Hilfe des Fernrohres *F* ist bei umlaufender Welle in dem Spiegel (Scheibe Nr. 2) die Verschiebung des Fadenkreuzes (Scheibe Nr. 3) auf der Skala (Scheibe Nr. 1), d. h. die Verdrehung der Welle zu beobachten. Die Beziehung zwischen der Verdrehung und dem ausgeübten Drehmoment ist durch Eichung des Torsionsstabes festgelegt, s. Abb. 9. Die Drehzahl der treibenden Welle wird unmittelbar nach der Anzeige des Tachometers *T* eingestellt; der Schlupf zwischen der treibenden und der getriebenen Welle wird nach dem von Linckh und Vieweg angegebenen stroboskopischen Meßverfahren und zwar nach dem Einscheibenverfahren mit intermittierender Lichtquelle bestimmt. Als Lichtquelle dient die Glimmlampe, deren Licht entsprechend der Frequenz des Wechselstromgenerators *WG* pulsiert. Dieser Generator kann durch Auswechseln der Kettenräder mit den Übersetzungen 1:2, 1:1 und 2:1 von der getriebenen Welle der Versuchsanlage unmittelbar angetrieben werden, so daß seine Frequenz ohne weiteres aus der Drehzahl der treibenden Welle abzuleiten ist. Mit dieser synchron zur treibenden Welle pulsierenden Glimmlampe wird eine in Sektoren geteilte Scheibe auf der Stirnseite der getriebenen Welle beleuchtet. Bei gleicher Drehzahl beider Wellen erscheint das Bild der Sektorscheibe stillstehend, während bei Schlupf je nach dem Unterschied der Drehzahlen das Bild der Scheibe sich rascher oder langsamer dreht. Aus der Geschwindigkeit der Drehung des Bildes, die durch verschieden große Unterteilung der Kreisringe deutlich und meßbar gemacht wird, berechnet sich der Schlupf unmittelbar in % der Drehzahl der treibenden Welle.

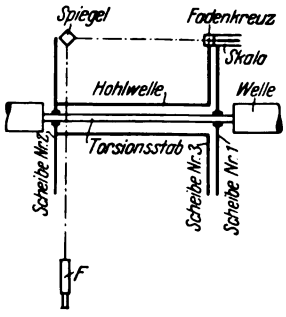


Abb. 8. Schematische Darstellung des Torsionsdynamometers.

Bei den nach Tabelle 10 ausgeführten Schlupfmessungen wurde an der Sektorenscheibe die Anzahl *Z* der Vorübergänge eines Bildpunktes an einer festen Marke mit der Stoppuhr ausgezählt, wobei die Zahl der Vorübergänge *Z* in *t* Sekunden und in der Minute $z \cdot 60/t$ ist.

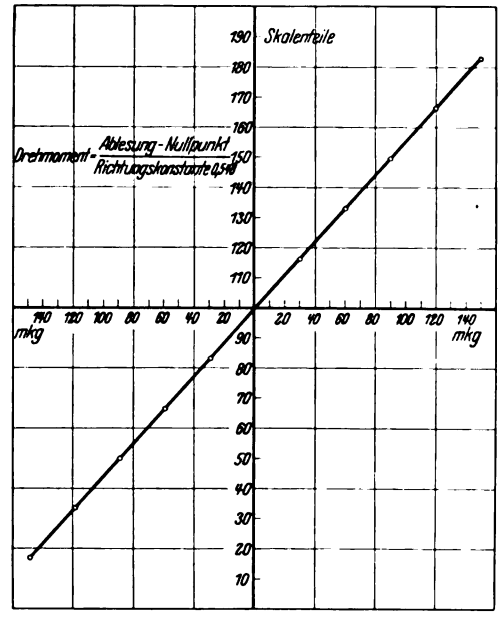


Abb. 9. Eichkurve des Torsionsstabes.

Für die der Berechnung zugrunde gelegten Werte sei:

n = minutl. Drehzahl der Riemenscheibe I an der Motorseite,

n_1 = minutl. Drehzahl der Riemenscheibe II an der Generatorseite,

n_2 = minutl. Blitzzahl der Glimmlampe, je Polwechsel 1 Blitz,

n_2' = minutl. Drehzahl des Einphasengenerators,

l_1 = Anzahl der Merkzeichen auf der Sektorenscheibe an der getriebenen Riemenscheibe und

A = Zahl der stroboskopischen Bilder der Merkzeichen. Dann ist der Schlupf in % bezogen auf die am Tachometer abgelesene Ausgangsdrehzahl n

$$s = \frac{6000 \cdot Z}{A \cdot n \cdot t}.$$

Die zur Berechnung des Riemenschlupfes bei drei verschiedenen Übersetzungsverhältnissen benutzten Formeln mit den Grenzwerten für die Schlupfmessung enthält Tabelle 9.

Tabelle 9. Schlüpfungsformeln und Meßbereich für die stroboskopischen Messungen.

$\frac{n}{n_2'}$	$\frac{n}{n_2}$	l_1	A	Schlüpfungsformel s in %	Meßbar für $\left(\frac{z}{t}\right)_{max} = 3$ bei n	s %
2:1	1:1	1	1	$\frac{6000}{n} \cdot \frac{z}{t}$	2000	9
					1000	18
1:1	1:2	2	2	$\frac{3000}{n} \cdot \frac{z}{t}$	1500	6
					1000	18
1:2	1:4	4	4	$\frac{1500}{n} \cdot \frac{z}{t}$	1000	4,5
					200	22,5

Gleichzeitig mit den stroboskopischen Messungen der Drehzahlunterschiede an der getriebenen Scheibe II

Digitized by Google

Tabelle 10. Schlupfmessungen bei 200 bis 800 Umdrehungen in der Minute und wachsendem Drehmoment in mkg.

Riemenscheibendurchmesser = 500 mm.

Reihe	Zugbeanspruchung des Riemens: Achszug Sa kg	Zugbeanspruchung des Riemens: Vorspannung $\frac{Sa}{2 \cdot b}$ kg/cm	Riemenlast am Torsionsdynamometer der Treibscheibe: Ablesung in Sklt. ca.	Riemenlast am Torsionsdynamometer der Treibscheibe: Drehmoment Md mkg	Wechselstromgenerator mit Glimmlampe: Zahnradübersetzung $\frac{n}{n_2'}$	Wechselstromgenerator mit Glimmlampe: Blitzzahl der Lampe je Periode $\frac{n}{n_2}$	Riemengeschwindigkeit m/sk	Tachometerablesung Drehzahlen der treib. Scheibe I n Umd/Min ca.	Riemenschlupf: mittels Jaquet-Indikator gemessen: Drehzahlen: treibende Scheibe I n p. Min.	Drehzahlen: getriebene Scheibe II n_1 p. Min.	Unterschied: $n - n_1$ p. Min.	Unterschied: $\frac{n - n_1}{n} \cdot 100$ %	stroboskopische Messung nach dem Einscheibenverfahren: beobachtete: Bildzahl A	beobachtete: Merkzeichen l_1	Vorübergänge $\frac{z}{t}$ beobachtet an der Sektorenscheibe n_1 der getriebenen Welle			Schlupf $s\% = \frac{6000 \cdot z}{A \cdot n \cdot t}$: Einzelwerte			Mittel
1	280	7,0	2	3,6	2:1	1:1	15,7	600	602	600	—2	—	3	3	3/75	3/77	—	0,133	0,130	—	0,13
								600	602	—	—	—	7	7	7/78	7/76	—	0,128	0,132	—	0,13
								600	602	—	—	—	5	5	10/154	5/77	—	0,130	0,130	—	0,13
2								650	655	653	2	0,3	4	4	4/65	4/67	—	0,142	0,138	—	0,14
								650	—	—	—	—	5	5	5/67	—	—	0,137	—	—	0,14
								650	—	—	—	—	7	7	7/68½	—	—	0,135	—	—	0,14
3			5	9,1				650	656	648	8	1,2	4	4	10/20	—	—	0,94	—	—	0,94
								650	—	—	—	—	5	5	10/18	10/20	—	1,025	0,923	—	0,97
								650	—	—	—	—	7	7	10/10	—	—	1,32	—	—	1,32
4			7	12,8				650	—	—	—	—	4	4	10/15	—	—	1,540	—	—	1,54
								650	—	—	—	—	7	7	10/9	—	—	1,465	—	—	1,47
							17,0	650	—	—	—	—	5	5	10/20	—	—	0,923	—	—	0,92
								650	655	635	20	3,1	3	3	10/10¹/	—	—	2,93	—	—	2,93
								650	655	635	—	—	4	4	10/8	10/8	—	2,89	2,89	—	2,89
								650	—	—	—	—	5	5	10/8	—	—	2,31	—	—	2,31
5			10	18,2				650	—	—	—	—	3	3	10/10	—	—	3,08	—	—	3,08
								650	655	642	13	2,0	5	5	10/7	—	—	2,64	—	—	2,64
								650	—	—	—	—	3	3	10/11	—	—	2,80	—	—	2,80
								650	—	—	—	—	5	5	10/7	—	—	2,64	—	—	2,64
6			14	25,5				650	663	508	155	23,4	— [2]	4	10/12	10/11	—	23,0	—	—	23,0
								650	—	—	—	—			20/20	20/21	—	22,7	—	—	
1			1,8	3,3				300	300	300	0	—	4	4	2/92	2/92½	—	0,109	0,107	—	0,11
								300	—	—	—	—	6	6	2/59	4/123	—	0,113	0,108	—	0,11
2			12 bis 14	21,9 bis 25,5				300	295	293	2	0,7	4	4	4/43	10/100	—	0,465	0,500	—	0,48
								300	—	—	—	—	6	6	10/67½	—	—	0,494	—	—	0,49
							7,85	300	298	296	2	0,7	4	4	10/84	10/74	—	0,595	0,675	—	0,64
								300	—	—	—	—	6	6	10/59	—	—	0,565	—	—	0,57
3			21	38,3				300	295	288	7	2,4	4	4	10/12¾	10/15	10/13½	3,92	3,33	3,70	3,65
								300	296	290	6	2,0	6	6	10/7½	10/7½	—	4,45	4,45	—	4,45
4			24	43,8				300	308	257	51	16,2	4	4	20/7	20/7	—	14,3	14,3	—	14,3
								400	400	400	0	—	4	4	4/126	4/127	—	0,119	0,118	—	0,12
1			2,2	4,0				400	400	399	1	0,3	6	6	4/81¾	4/83	—	0,122	0,120	—	0,12
								400	399	398	1	0,3	4	4	4/64½	4/61½	—	0,233	0,244	—	0,24
2			5	9,1			10,5	400	—	—	—	—	6	6	4/43	4/35	—	0,233	0,286	—	0,26
								400	399	397	2	0,5	8	8	4/31½	4/25¾	—	0,238	0,281	—	0,26
								400	406	402	4	1,0	4	4	8/34¼	8/34	—	0,875	0,883	—	0,88
3			11 bis 12,5	20,1 bis 22,8				400	403	398	5	1,3	6	6	8/28½	8/20½	8/18	0,702	0,975	1,11	0,93
								400					8	8	8/21½	8/13½	—	0,700	1,11		0,91
								400	402	399	3	0,8	4	4	8/47½	8/42	—	0,842	0,842	—	0,84

Digitized by Google

								400	402	399	3	0,8	4	4	8/47½	8/49	—	0,632	0,612	—	0,62
4			10	18,2				400	399	396	3	0,8	6	6	8/47	8/41	—	0,426	0,488	—	0,46
								400	—	—	—	—	8	8	8/24	8/19	8/24	0,625	0,790	0,625	0,68
			13	23,7				400	417	403	14	3,4	4	4	10/11	—	—	3,41	—	—	3,41
5	280	7,0	bis	bis	1:1	1:2	10,5	400	—	—	—	—	6	6	10/8	10/8	—	3,125	3,125	—	3,13
			15	27,4				400	404	397	7	1,7	8	8	10/5½	20/11½	—	3,41	3,26	—	3,34
								400	407	293	114	28,0									
6			~ 17	31,0				400	411	302	109	26.6	— [2]	8	20/19½	20/20	—	23,1	23,1	—	23,1
								200	196	196	0	—	4	4	2/149	2/144	2/144	0,101	0,104	0,104	0,10
1			1,5	2,7				200	199	199	0	—	8	8	4/145½	—	—	0,103	—	—	0,10
								200	—	—	—	—	12	12	4/97½	—	—	0,103	—	—	0,10
			4	7,3				200	196	196	0	—	4	4	4/130	—	—	0,231	—	—	0,23
2			bis	bis				200	—	—	—	—	8	8	4/76	4/68	4/64	0,198	0,221	0,235	0,22
			5	9,1				200	196	196	0	—	12	12	4/49½	4/46	4/47	0,202	0,218	0,213	0,21
								200	196	194	2	1,0	4	4	4/64½	4/63¼	—	0,465	0,472	—	0,47
			10	18,2				200	—	—	—	—	8	8	4/32½	4/29	—	0,462	0,518	—	0,49
3			11	20,1			5,25	200	195	194	1	0,5	12	12	4/17	4/17	—	0,589	0,589	—	0,59
								200	198	195	3	1,5	4	4	4/23	4/20½	4/19½	1,305	1,47	1,54	1,44
4			15	27,4				200	—	—	—	—	8	8	8/19½	8/18½	—	1,54	1,62	—	1,58
								200	198	195	3	1,5	12	12	8/14½	16/24	8/12½	1,38	1,67	1,60	1,55
								200	195	163	32	16,4									
5	280	7,0	20	36,5				200	207	167	40	19,3	— [2]	10	10/34	—	—	19,1	—	—	19,1
								200	193	157	36	18,6									
1			2	3,6				400	399	399	0	—	4	4	2/65	4/125	—	0,115	0,120	—	0,12
2			5	9,1				400	404	402	2	0,5	4	4	4/61	4/70	4/69	0,246	0,214	0,218	0,23
3			11	20,1				400	398	397	1	0,3	4	4	4/35	4/37	—	0,430	0,405	—	0,42
4			15—16	28,3			10,5	400	412	408	4	1,0	4	4	8/19	8/24	8/24	1.58	1,25	1,25	1,36
5			~ 20	36,5	1:2	1:4		400	406	370	36	8,9	4	4	20/11¼	20/12½	20/12½	6,67	6,10	6,10	6,29
								400	417	310	107	25,7	— [2]	6	20/9	20/10	20/9	27,8	28,4	27,8	28,—
			2,2	4,0				600	600	600	0	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—
1			6—7	11,9				600	600	600	0	—	4	4	4/84	—	—	0,119	—	—	0,12
2			10	18,2			15,7	600	614	613	1	0,2	4	4	4/53½	4/49½	—	0,187	0,202	—	0,20
3			15	27,4				600	600	593	7	1,2	4	4	8/35	—	—	0,571	—	—	0,57
4			20	36,5				600	615	600	15	2,4	4	4	10/10	10/10½	—	2,50	2,38	—	2,44
1			3	5,5			20,95	800	812	808	4	0,5	4	4	8/61	8/64	8/65	0,246	0,235	0,231	0,23
2			10	18,2				800	825	775	50	6,1	4	4	20/10	—	—	3,75	—	—	3,75
1			2	3,6				200	194	194	0	—	4	4	3/214	2/132	4/285	0,105	0,114	0,105	0,11
2			5	9,1				200	200	200	0	—	4	4	2/79	1/39	—	0,190	0,192	—	0,19
3			10	18,2				200	199	199	0	—	4	4	2/41	4/84	—	0,366	0,357	—	0,36
4			15	27,4				200	207	207	0	—	4	4	1/14	2/28	4/55	0,535	0,536	0,546	0,54
5			20,5	37,4				200	192	190	2	1,0	4	4	1/10	4/38½	2/18	0,75	0,78	0,83	0,79
	480	12,0					5,25	200	202	199	3	1,5	4	4	2/11	4/21½	—	1.36	1,40	—	1,38
6			25	45,6				200	—	—	—	—	4	4	4/20	—	—	1,50	—	—	1,50
								200	203	192	11	5,4	4	4	8/12	16/22	—	5,0	5,46	—	5,23
7			30	54,7				200	198	186	11	5,6	4	4	16/25½	8/12½	16/24	4,71	4,70	5,00	4,80
								200	197	171	26	13,2	4	4	16/8½	16/8¾	16/8¾	14,1	13,7	13,7	13,8
8			32,5	59,3				200	200	173	27	13,5	4	4	24/14	—	—	12,9	—	—	12,9

[1] Bei den Versuchsreihen mit 7 kg/cm Riemenspannung wurde zu den stroboskopischen Messungen eine Sektorenscheibe mit 15 Ringen, bei den zuletzt ausgeführten Versuchsreihen mit 12kg/cm Riemenspannung eine solche mit nur 5 Ringen von größerem Durchmesser verwendet. Bei der Scheibe mit 5 Ringen, war für den Beobachter ein noch besseres Auszählen der Merkzeichen möglich.

[2] Wo die Bildzahl in der Tabelle fehlt, war der Meßbereich bereits überschritten. Der Schlupf wurde daher aus dem Ring einer benachbarten Drehzahl, dessen Bild langsamer entgegengesetzt schlüpft, nach der auf S. 11 angegebenen Formel berechnet.

Digitized by Google

nach Tabelle 10 wurden für die vergleichende Gegenüberstellung der Schlupfzahlen außerdem noch Drehzahlmessungen an der treibenden und getriebenen Versuchsriemenscheibe mit einem sog. Jaquetindikator ausgeführt. Die Versuche wurden bei annähernd gleichbleibender Drehzahl und stufenweiser Steigerung des Drehmoments durchgeführt und im allgemeinen dann abgebrochen, wenn großer Schlupf auftrat.

Aus den Schlupfzahlen der Tabelle 10 ist zu erkennen, daß die mit dem Indikator gemessenen Werte bei Schlüpfungen bis zu etwa 8% sehr erheblich von den nach dem stroboskopischen Meßverfahren ermittelten Schlupfzahlen abweichen. Bei größerem Schlupf werden die Abweichungen kleiner. Zuverlässige und genaue Schlüpfungswerte lassen sich nach den vorstehenden Ergebnissen insbesondere bei kleinem Schlupf nur mit dem stroboskopischen Meßverfahren erzielen, weil die Indikatoranzeige zu grob ist.

III. Erprobung der Anlage bis zur Höchstleistung.

Die Erprobung der Riemenprüfvorrichtung erstreckte sich zunächst darauf, ob mit den elektrischen Maschinen und den eingebauten Spannrollentrieben (s. Abb. 5 bis 7), die in Tabelle 8 für 15 cm breite Textilriemen angegebenen und errechneten Leistungen erreicht werden.

Zum Antrieb des Generators durch den Elektromotor wurde als Versuchsriemen ein etwa 11 m langer, 20 cm breiter und 0,8 cm dicker durch Schienenverbinder endlos gemachter Textilriemen verwendet, der über die fliegend angeordneten Riemenscheiben I und II (Abb. 5 und 6) von 500 mm Durchmesser lief. Die Versuchsscheibe auf der treibenden Welle war glatt, die Scheibe auf der getriebenen Welle ballig gedreht. Gemessen wurde bei 10 bis 30 m/sec Riemengeschwindigkeit und konstanter Riemenspannung von rund 15 kg/cm die aus der Vergrößerung des Achsabstandes errechnete Riemenlängung in % und die mit den Maschinen erzielten Leistungen bei stufenweiser Steigerung der Drehmomente. Bei jeder Stufe der Belastung lief die Anlage etwa 10 Minuten bei den verschiedenen Geschwindigkeiten etwa je $^1/_2$ Stunde. Die Ergebnisse der Messungen sind in Tabelle 11 zusammengestellt.

Vergleicht man die ermittelten Leistungen in PS nach Tabelle 11 mit den errechneten Leistungen in Tabelle 8, so ergibt sich, daß die auf der Prüfanlage erzielte Arbeitsleistung nicht nur erreicht, sondern durchweg noch höher gesteigert werden konnte. Bei späteren Prüfungen wurden Leistungen der Maschine bis 110 PS erreicht.

Ferner wurden bei festem Achsabstand der Anlage einige Versuchsreihen ausgeführt, um die Wirkungsweise der Anlage hierbei zu erproben.

In der folgenden Tabelle 12 werden Einzelergebnisse dieser Leistungsversuche bei konstantem Achsabstand mit dem gleichen 20 cm breiten Riemen bei 5 und 10 m/sk Riemengeschwindigkeit mitgeteilt.

Zu den Versuchen wurde bei wagerechtem offenem Triebe ebenfalls das Versuchsscheibenpaar von 500 mm Durchmesser verwendet. Der Achszug (Riemenlast) von 280 kg wurde bei losem Wagen im Stillstand ausgewogen und dieser dann festgestellt, so daß der Riemen beim Beginn jeder Versuchsreihe $\sim$ 7 kg/cm Vorspannung hatte und der Achsabstand fest war.

Tabelle 11. Leistungen der Versuchsanlage bei Verwendung eines Versuchsscheibenpaars von 500 mm Durchmesser und konstantem Achsdruck.

Versuchsreihe	Zugbeanspruchung des Riemens: Achszug S_a kg	Zugbeanspruchung des Riemens: Vorspannung $S_a/2 \cdot b$ kg/cm	Riemengeschwindigkeit v ca m/sk	Achsabstand im Betriebe: Mittlere Verschiebung des Wagens mm	Achsabstand im Betriebe: Gesamt m	Dehnung des Riemens im Betriebe %[1]	Ermittlung der Arbeitsleistung: Versuchsscheibe I (Motor): Torsionsdynamometer Nr. 38: Ablesung Sklt	Zunahme Sklt	Gesamt Sklt	Drehmoment Md mkg	Leistung PS	Umfangskraft für 1 cm Riemenbreite kg	Versuchsscheibe II (Generator): Torsionsdynamometer Nr. 34: Ablesung Sklt	Zunahme Sklt	Gesamt Sklt	Drehmoment Md mkg
				0	4,760	—	100,0	—	—	—	—	—	89,9	—	—	—
1			10	—	—	—	98,0	2,0	2,0	3,6	2,0	0,7	100,2	1,3	1,3	2,4
				5	4,765	0,1	83,5	14,5	16,5	30,1	16,4	6,0	115,0	14,8	16,1	29,4
				21	4,781	0,4	64,0	19,5	36,0	65,7	35,7	13,1	134,4	19,4	35,5	64,8
				—	—	—	97,8	—33,8	2,2	4,0	3,2	0,8	100,5	—33,9	1,6	2,9
2			15	—	—	—	82,0	15,8	18,0	32,8	26,3	6,6	116,5	16,0	17,6	32,1
				30	4,790	0,5	65,0	17,0	35,0	63,9	51,3	12,8	133,0	16,5	34,1	62,2
				—	—	—	97,2	—32,2	2,8	5,1	5,5	1,1	100,5	—32,5	1,6	2,9
3	600	15,0	20	—	—	—	81,6	15,6	18,4	33,6	36,4	6,7	116,0	15,5	17,1	31,2
				82	4,842	1,5	66,0	15,6	34,0	62,0	67,1	12,4	132,5	16,5	33,6	61,3
				84	4,844	1,5	96,5	—30,5	3,5	6,4	8,5	1,3	101,0	—31,5	2,1	3,8
4			25	—	—	—	81,0	15,5	19,0	34,7	46,0	6,9	117,0	16,0	18,1	33,0
				86	4,846	1,7	64,8	16,2	35,2	64,2	85,1	12,8	132,5	15,5	33,6	61,3
				106	4,866	1,9	97,5	—32,7	2,5	4,6	7.4	0,9	101,0	—31,5	2,1	3,8
5			30	112	4,872	2,0	82,5	15,0	17,5	31.9	51,1	6,4	115,0	14,0	16,1	29,4
				128	4,888	2,0	66,3	16,2	33.7	61,5	98.6	12,3	131,5	16.5	32,6	59.5

[1] Beim erstmaligen Auswiegen der Riemenspannung wurde die Dehnung des Riemens = 0 gesetzt.

Digitized by Google

Tabelle 12. Leistungsversuche mit Einzelergebnissen bei konstantem Achsabstand.

Versuchsreihe	Zugbeanspruchung des Riemens: Achszug S_a kg	Zugbeanspruchung des Riemens: Vorspannung $S_a/2 \cdot b$ kg/cm	Riemengeschwindigkeit v m/sk	Schlupf in % gemessen: mit dem Indikator ca.	Schlupf in % gemessen: nach dem stroboskopischen Meßverfahren	Aus den gemessenen Drehmomenten errechnete Leistung und Umfangskraft an der: treib. Scheibe I: Kraftübertragung PS	treib. Scheibe I: Umfangskraft auf 1 cm Breite kg	getrieb. Sch. II: Leistung in PS	getrieb. Sch. II: Umfangskraft auf 1 cm Breite kg
1			5	0,5	—	0,92	0,69	0,81	0,61
				0,4	0,21	2,79	2,09	2,65	1,99
				0,5	0,22	2,29	1,72	2,15	1,61
				—	—	6,11	4,58	5,97	4,48
				0,5	0,48	6,37	4,78	6,22	4,67
				—	—	5,70	4,28	5,67	4,25
				2,7	2,42	10,69	8,02	10,43	7,82
				14,0	—	12,73	9,55	11,93	8,95
				16,0	15,4	12,23	9,17	10,15	7,61
				—	16,3	11,98	8,99	9,72	7,29
2	280	7,0		—	—	1,01	0,76	0,75	0,56
				—	—	2,65	1,99	—	—
				—	—	2,96	2,22	2,65	1,99
				0	0,21	2,65	1,99	2,45	1,84
				0,8	0,57	5,61	4,21	5,58	4,19
				—	—	9,16	6,87	9,08	6,81
				1,1	0,87	9,38	7,04	9,30	6,98
				1,1	0,99	9,16	6,87	8,98	6,74
				—	—	13,23	9,92	12,47	9,35
				5,6	5,77	12,98	9,74	12,00	9,00
				15,4	13,6	13,51	10,13	11,58	8,69
				15,2	15,3	12,98	9,74	10,88	8,16
				0	0,10	0,75	0,56	0,61	
3			10	1,1	0,11	1,84	0,69	1,23	0,46
				2,0	0,17	4,91	1,84	4,905	1,84
				0,5	—	3,24	1,22	3,23	1,21
				0,8	0,85	17,53	6,57	17,00	6,38
				14,6	9,37	25,46	9,55	23,08	8,66
				—	15,0	23,45	8,79	19,51	7,32
				—	14,0	23,45	8,79	19,51	7,32
				1,3	0,11	1,73	0,65	1,34	0,50

IV. Systematische Prüfung der Riemen.

1. Versuchsreihe.

α) Das Probematerial.

Nach dem Arbeitsplan unter Abschnitt A, S. 7 wurden zunächst vier Sorten Riemen (a, b, c, d) normaler Fertigung mit roter Imprägnierung hergestellt. Für vergleichende Versuche wurden drei Sondertextilriemen *Si* und *Sr* (s. S. 9), zwei davon imprägniert und ein Riemen in rohem Zustande, sowie ein von der Acla-A.-G., Köln, für diese Untersuchung gelieferter Lederriemen von Sonderqualität und außerdem ein Geweberiemen *NN* aus dem Handel beschafft. Die Breite war bei allen Riemen die gleiche (15 cm). Die Riemendicke betrug bei dem einen Sondertextilriemen 3,5 mm bei den übrigen 6—8 mm. Der 3,5 mm dicke Sondertextilriemen war normale Anfertigung, während

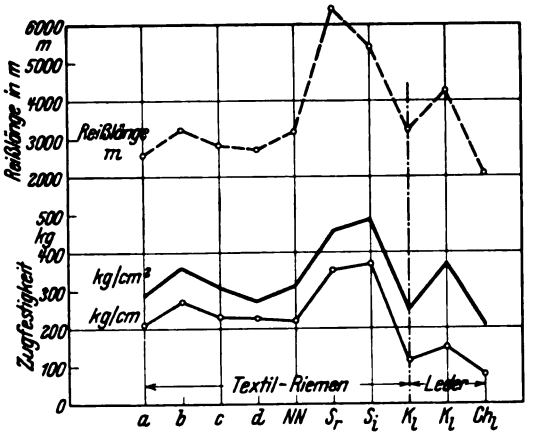


Abb. 10. Festigkeitseigenschaften der Riemen. Zeichenerklärung siehe Abb. 11.

die beiden dickeren Sondertextilriemen roh und imprägniert nur für Versuchszwecke in der angegebenen Dicke angefertigt worden waren.

Tabelle 13. Zugfestigkeit der Geweberiemen- und Lederriemenproben.

Die Festigkeit der Textilriemen wurde an Proben von der ursprünglichen Breite, die der Lederriemen an herausgeschnittenen Lederstreifen ermittelt.

Bedeutung der Werte	Textilriemen: a	b	c	d	N. N.	*S* Sondertextilriemen: roh	imprägn.	Lederriemen[2]: Marke Ideal	aus dem Handel beschafft	Chromleder
Abmessungen: Dicke cm	0,75	0,75	0,76	0,77	0,70	0,78	0,77	0,45	0,41	0,37
Abmessungen: Breite cm	15,2	15,3	15,1	15,2	15,6	15,4	15,5	5,11	3,97	4,07
Abmessungen: Versuchslänge cm	122	122	122	121	116	55	55	110	17	17
Metergewicht kg	1,274	1,275	1,274	1,240	1,104	0,843	1,039	0,182	0,144	0,158
Zugfestigkeit[1]: Bruchlast kg	3270	4120	3570	3420	3450	5430	5670	585	594	318
Zugfestigkeit[1]: Spannung kg/cm	216	270	237	226	221	352	367	115	149	78
Zugfestigkeit[1]: Spannung kg/cm²	289	361	311	295	314	452	384	250	366	211
Reißlänge m	2570	3240	2810	2760	3130	6440	5455	—	—	—

[1] Die Festigkeitseigenschaften der Textilriemen a bis d und der Lederriemenproben wurden aus je zwei Parallelversuchen, die des Geweberiemens *NN* und Sondertextilriemens aus Einzelversuchen ermittelt.

[2] Die Festigkeitswerte der Lederriemen stammen von anderen Untersuchungen mit Lederriemen, die im Amt ausgeführt worden sind, weil von dem endlosen Acla-Riemen keine Proben entnommen werden konnten, ohne den Riemen für weitere Versuche unbrauchbar zu machen.

β) Festigkeitsversuche.

Diese Versuche umfaßten die Bestimmung des Gewichtes für die Längeneinheit, die Ermittelung der Beziehung zwischen Belastung und Dehnung sowie der Zugfestigkeit und Reißlänge.

Auf Abb. 10 ist die Zugfestigkeit in kg für 1 cm Breite und in kg/cm² sowie die Reißlänge graphisch dargestellt,

Digitized by Google

während auf Abb. 11 die Gesamt- und die bleibende Dehnung in % in Beziehung zur Riemenspannung in kg/cm² aufgetragen ist.

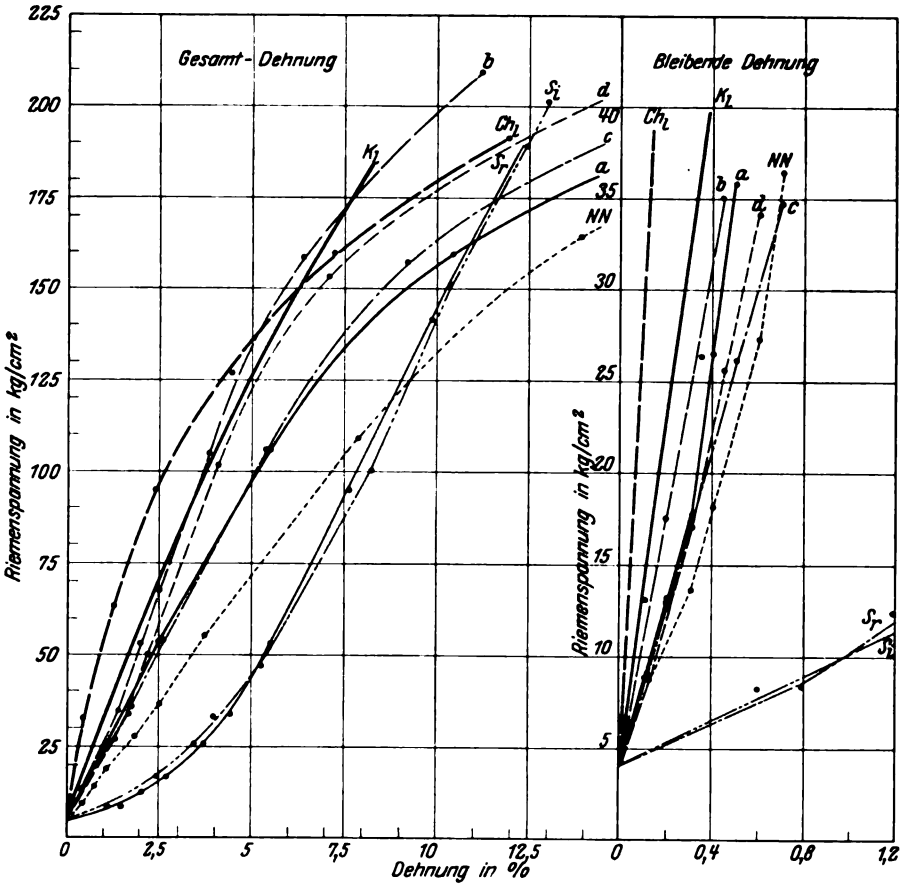


Abb. 11. Beziehung zwischen Riemenspannung und Dehnung.
a—d rot impr. Riemen ursprüngl. Fertigung, *NN* Geweberiemen aus dem Handel bezogen, *Sr* und *Si* Sondertextilriemen 7,5 mm, besondere Fertigung für Versuchszwecke, *K₁* Kernlederriemen und *Ch₁* Chromlederriemen.

Nach den Werten der Tabelle 13 und aus der Gegenüberstellung der Festigkeitseigenschaften in Abb. 10 hatten die Sondertextilriemen *Si* und *Sr* bis auf das Metergewicht die größten Werte und „Kamelhaar" *a* die kleinsten bis auf Metergewicht und Dicke. Die Lederproben — die dem auf Leistung geprüften Vergleichsriemen „Acla" (Sonderqualität) nicht entstammen — hatten zum Teil kleinere Festigkeitswerte. Von den übrigen Textilriemen hatte der Riemen b die größten Werte, während sich die übrigen Riemen dazwischen einordnen und zwar in fallender Reihenfolge: Geweberiemen *NN*, Riemen c und d. Aus dem Schaubild Abb. 11 für den Dehnungsverlauf geht hervor, daß bis zu 200 kg Belastung (≈ 18 kg/cm²) bei den Riemen a, c und d sich die Werte für die bleibende Dehnung decken. Bei Leder und den Riemen b war die bleibende Dehnung am kleinsten, beim Geweberiemen *NN* etwas größer als bei a, c und d, am größten war sie jedoch bei den beiden Sondertextilriemen. Bei den höheren Belastungen bis zu 400 kg (≈ 35 kg/cm²) zeigen sich etwas größere Unterschiede, diese sind aber, abgesehen von den größeren Dehnungswerten der beiden Sondertextilriemen, nicht nennenswert. Die Gesamtdehnung bis zu 1200 kg Belastung (≈ 110 kg/cm²) war bei den Sondertextilriemen am größten, nahm jedoch bei Steigerung der Belastung bis 2400 kg (≈ 210 kg/cm²) nicht so stark zu wie bei den anderen Riemen. Im Vergleich zu den übrigen Riemen, war die Gesamtdehnung beim Geweberiemen *NN* am größten, bei Leder, Riemen *b* und *d* am kleinsten. Dazwischen lagen die nahezu übereinstimmenden Dehnungswerte für Riemen *a* und *c*.

γ) Leistungs- und Dauerversuche.

Die Untersuchung erstreckte sich auf die Bestimmung der Verluste, die beim Übertragen von Leistung durch Textilriemen auftreten.

Untersucht wurden die unter α genannten Riemensorten nach zwei verschiedenen Prüfungsverfahren und zwar 1. auf Ermittelung des Schlupfes und Durchzugsgrades bei konstantem Achsdruck (7, 10, 12,5 und 20 kg/cm Riemenspannung[1]), 5, 10, 20 und 25 m/sek Riemengeschwindigkeit und stufenweiser Steigerung der Umfangskraft S_n bis zum Gleiten bzw. bis zu der mit den elektrischen Maschinen der Prüfvorrichtung erreichbaren Höchstleistung und 2. auf Ermittelung des Schlupfes beim Laufen (Dauerversuch) mit konstantem Achsabstand und der Achsdruckverminderung bei 10 m/sek Riemengeschwindigkeit und zwei verschiedenen Umfangskräften.

Mit den zu prüfenden Riemen wurde die Versuchsanlage (Abb. 5—7) unter Verwendung von Riemenscheiben von 500 mm Dmr. betrieben. Der Achsabstand betrug etwa 5 m. Alle Textilriemen wurden mit Schienenverbinder verbunden, während der Lederriemen endlos geliefert war.

Gemessen wurden die Leistung, der Schlupf, die Riemendehnung und der Durchhang an den beiden Trums, die Änderung des Achsdruckes bzw. des Achsabstandes sowie die Lufttemperatur und Luftfeuchtigkeit im Versuchsraum. Außerdem wurde das Riemengewicht und die Riemenlänge im Anlieferungszustande und nach Beendigung des Versuches festgestellt.

Der Gang der Versuche war folgender:

Nachdem der endlose Riemen auf die beiden Versuchsscheiben aufgelegt war, wurde der Riemen bei langsamen Drehen der Scheiben unter der jeweiligen Riemenlast S_a so lange angespannt, bis die Belastung an der Waage bei etwa 2 Minuten Belastungsdauer nicht mehr absank, d. h. unmittelbares Nachrecken des Riemens nicht mehr erfolgte. Hierauf wurden bei den Versuchen

zu 1, nach dem die gewünschte Geschwindigkeit V_1 erreicht war, der Versuch bei losem Rahmen *R* begonnen

[1] In Kurventafeln Werte bei 20 kg/cm Spannung nicht aufgenommen, da die Schaulinien für alle Riemen fast zusammenfallen.

Digitized by Google

und die Leistung in kurzen Zeitabständen bei konstantem Achsdruck stufenweise gesteigert;

zu 2, der Achsabstand durch Festschrauben des fahrbaren Rahmens R (s. Abb. 5 und 6) mit der getriebenen Welle und der Scheibe II unveränderlich festgelegt und dann der Versuch bei 10 m/sek begonnen. Anfangs wurde in kurzen Zeitabständen von 10 und 15 Minuten, später alle 30 bzw. 60 Minuten die Maschine angehalten und an der Waage die Riemenlast S_a, die der noch vorhandenen Riemenspannung entsprach, ausgewogen sowie gleichzeitig die vorgesehenen Messungen ausgeführt. Nach jedem Stillstellen wurde der alte Achsabstand wieder hergestellt, der fahrbare Rahmen mit der getriebenen Welle festgestellt und der Versuch fortgesetzt, bis aus dem Verlauf der Versuchsergebnisse zu erkennen war, daß der Riemen hinreichend lange Zeit mit unverändertem Achsdruck betrieben werden kann oder bis daraus, daß dieser Zustand trotz wiederholten Nachspannens nicht erreicht werden konnte, zu schließen war, daß der Riemen die gewählte Beanspruchung nicht mehr zu ertragen vermochte.

1. Leistungsversuche: Die Leistung wird vermindert durch Verluste an Kraft und Geschwindigkeit. Erstere werden gemessen als Unterschied der Anzeiger der Torsionsdynamometer der Riemenprüfanlage, letztere durch stroboskopische Schlupfmessungen.

Bei den Versuchen mit konstantem Achsdruck S_a, die etwa einem Spannrollentrieb entsprechen, wurde bei steigender Leistung des Motors als Vergleichsmaßstab der Durchzugsgrad nach Kutzbach[1] und der Schlupf der Riemen bestimmt. Unter dem Durchzugsgrad φ wird verstanden das Verhältnis der Umfangskraft S_n zum Achsdruck S_a also $\varphi = \frac{S_n}{S_a}$. Aus der Messung der Drehmomente ergibt sich S_n, S_a ist an der Maschine eingestellt; zwischen den Riementrumkräften S_1 und S_2 und den beiden Kräften S_n und S_a besteht ferner die Beziehung $S_a = S_1 + S_2$ und $S_n = S_1 - S_2$. Der Schlupf ist der Geschwindigkeitsunterschied zwischen der treibenden und der getriebenen Scheibe $s = \frac{V_1 - V_2}{V_1} \cdot 100$ in %. Die tatsächliche Leistung erhält man aus Durchzugsgrad φ und Schlupf s: $N = \frac{\varphi \cdot S_a V_1 (1 - s)}{75}$ in PS; die Leistung wächst also bei gegebenem Achsdruck mit dem Durchzugsgrad und umgekehrt wie s. Gleichzeitig stellt der Durchzugsgrad einen Maßstab dar, für den Größtwert der Nutzkraft S_n der bei gegebenem Achsdruck vom Riemen übertragen werden könnte. Bei Stillstand sind die Trumkräfte gleich und je gleich dem halben Achsdruck $S_1 = S_2 = {}^1/_2 S_a$; der Durchzugsgrad ist also $\varphi = \frac{S_n}{S_a} = \frac{S_1 - S_2}{S_a} = \frac{0}{S_a} = 0$. Der Höchstwert von φ wird erreicht, wenn $S_2 = 0$ also $S_1 = S_a$ würde, d. h. wenn der gesamte Achsdruck vom führenden Trum aufgenommen und übertragen würde, dann wäre $\varphi = \frac{S_n}{S_a} = \frac{S_a}{S_a} = 1$. Dieser Wert kann natürlich bei Riementrieben nicht wie bei Kettenradtrieben erreicht werden, weil das Verhältnis der Trumkräfte nach Eitelwein $\frac{S_1}{S_2} = e^{\mu \alpha}$ ist und μ der Reibungskoeffizient zwischen Riemen und Scheibe nicht > 1 werden kann. Je größer aber die Haftfähigkeit des Riemens an der Scheibe ist, um so mehr wird sich φ dem Wert 1 nähern und um so besser wird der Riemen in bezug auf seine Übertragungsfähigkeit sein. Demnach ist der Durchzugsgrad ein geeignetes Vergleichsmaß für die Beurteilung der Riemen auf Übertragungsfähigkeit. Über die Beziehungen zwischen den einzelnen Kräften gibt Abb. 12 ein klares Bild. Als

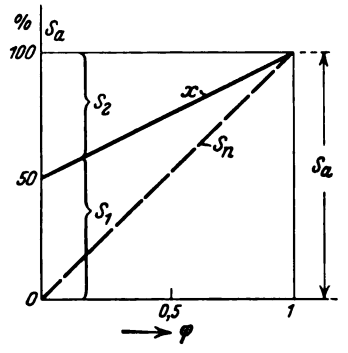


Abb. 12. Beziehung zwischen den Kräften beim Riementrieb.

Abszisse ist der Durchzugsgrad 0—1 aufgetragen und als Ordinate 0—100% des Achsdruckes. Dann stellt die Linie x die Anteile S_1 und S_2 von S_a für beliebige Werte von φ dar. Die Nutzkraft S_n steigt für $\varphi = 0 \div 1$ geradlinig von $0 \div 100\%$ S_a. Zu jedem Werte von φ gehört also ein bestimmter Wert von S_1, S_2 und S_n.

Aus den in Kurvenform aufgetragenen Ergebnissen (Abb. 13, 14 und 15) ist zu ersehen, daß bei allen Riemen der Schlupf zunächst gradlinig mit dem Durchzugsgrad ansteigt (elastischer Schlupf), dann aber — insbesondere bei den Riemensorten a und c — bei bestimmtem Durchzugsgrade plötzlich so stark anwächst, daß die Übertragung versagt. Bei höheren Achsdrucken und Geschwindigkeiten geht der Schlupf auch bei diesen Riemen, ähnlich wie bei den Sondertextilriemen, allmählich zu höheren Werten über, so daß hierbei eine Überlastung des Riementriebes ohne plötzliches Versagen möglich wird. Einen weiteren günstigen Einfluß auf den Durchzugsgrad übt die Steigerung der Riemengeschwindigkeit aus, allerdings nur bis zu einer Geschwindigkeit, die bei etwa 20 m/sek liegt. Vermutlich rührt diese Erscheinung daher, daß der Reibungskoeffizient mit der Rutschgeschwindigkeit zunächst wächst, aber von einer bestimmten Rutschgeschwindigkeit an wieder abnimmt. Beim Leder-, Sondertextil- und Geweberiemen *NN* waren die Ergebnisse zum Teil wesentlich günstiger als bei den anderen Riemen. Die Ursache für den kleinen Durchzugsgrad bei kleinen Achsdrucken und Geschwindigkeiten wird bei den Textilriemen handelsüblicher Fertigung a bis d in der geringeren Anschmiegung an die Scheibenfläche gesucht, weil sie härter und steifer waren als die übrigen Riemen. Vergleicht man den elastischen

[1] Siehe Sonderheft 7, vom 29. Juni 1925 in „Die deutsche Ledertreibriemen-Industrie", Berlin SW 19 und „Neuere Treibriemenversuche" H. 7 und 8, 1928 in Zeitschrift „Ledertreibriemen und Technische Lederartikel" Berlin. — Skutsch: Was muß man vom Ledertreibriemen wissen? Sonderheft des Verbandes der Ledertreibriemen-Fabrikanten Deutschlands E. V. 1928. — Stiel: „Theorie des Riementriebs". Berlin: Julius Springer 1918. — Schulze-Pillot: „Neuere Riementheorie". Berlin: Julius Springer 1926.

Digitized by Google

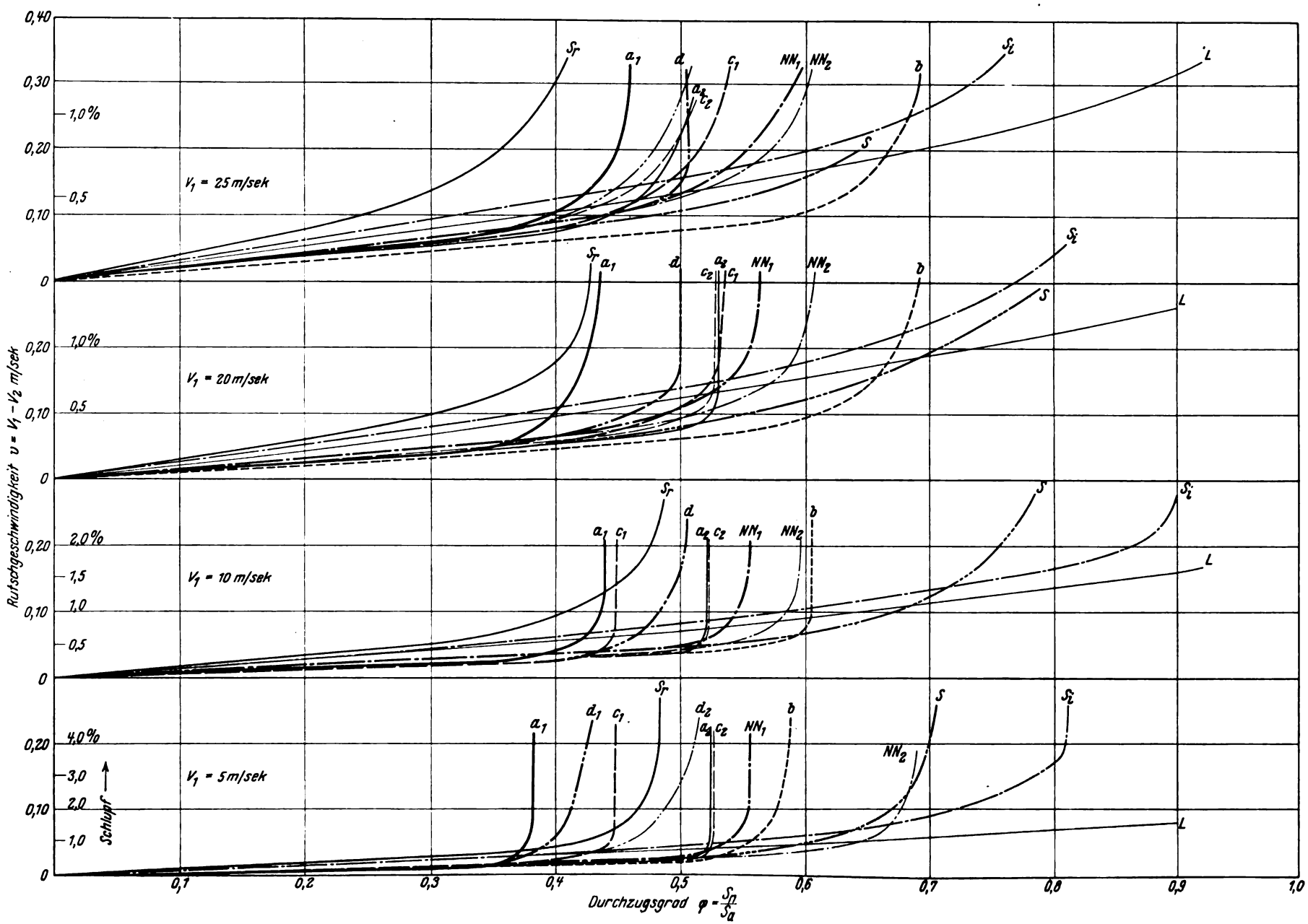


Abb. 18. Abhängigkeit der Rutschgeschwindigkeit in m/sek vom Durchzugsgrad φ bei 7,0 kg/cm Spannung und 4 verschiedenen Riemengeschwindigkeiten.
a—d rot impr. Riemen urspr. Fertigung; *NN* Geweberiemen aus dem Handel bezogen; S_r roh, *S* und S_i impr. Sondertextilriemen, davon S_r und S_i 7,5 mm dick, besondere Fertigung, *S* 8,5 mm dick, normale Fertigung. *L* Lederriemen.

Digitized by Google

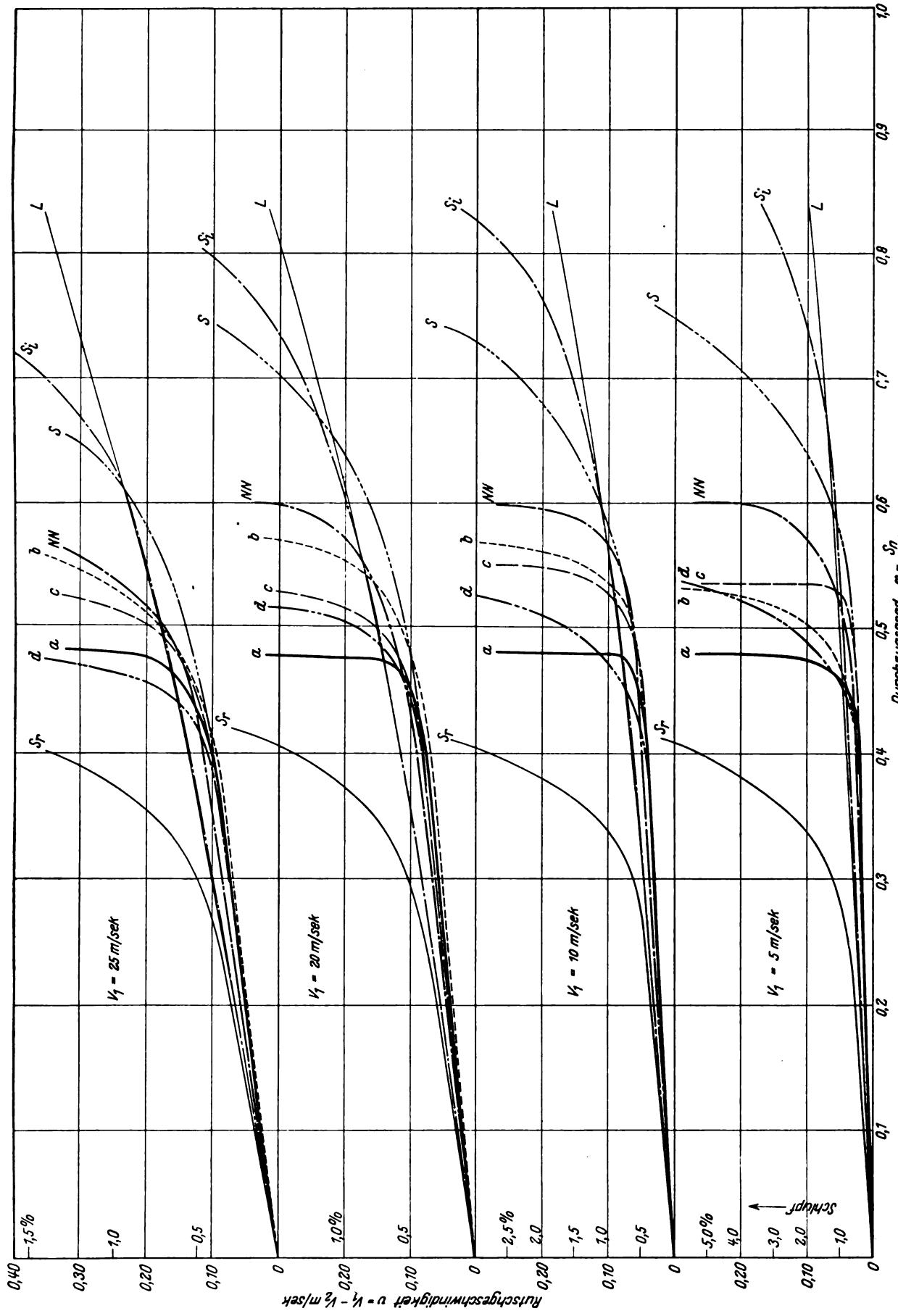


Abb. 14. Abhängigkeit der Rutschgeschwindigkeit in m/sek vom Durchzugsgrad φ bei 10 kg/cm Spannung und 4 verschiedenen Riemengeschwindigkeiten. Zeichenerklärung s. Abb. 13.

Digitized by Google

Schlupf für bestimmte Durchzugsgrade[1], so ist derselbe fast unabhängig von der Geschwindigkeit[1], nimmt aber mit dem Achsdruck zu.

Zusammenfassung der Leistungsversuche der 1. Versuchsreihe.

Die Leistung des Lederriemens in PS war bei allen Riemenspannungen und Riemengeschwindigkeiten bis an Riemensorten a bis d angefertigt wurden, erwies sich der roh e, nicht imprägnierte Riemen wegen großen Schlupfes und geringen Durchzugsgrades allen anderen Riemen unterlegen; aber durch die Imprägnierung näherte sich sein Verhalten fast dem des Lederriemens „Sonderqualität". Der Schlupf war zwar höher als bei den anderen Textilriemen, und zum Teil auch höher als bei dem Lederriemen, aber in bezug auf Durchzugsgrad und Über-

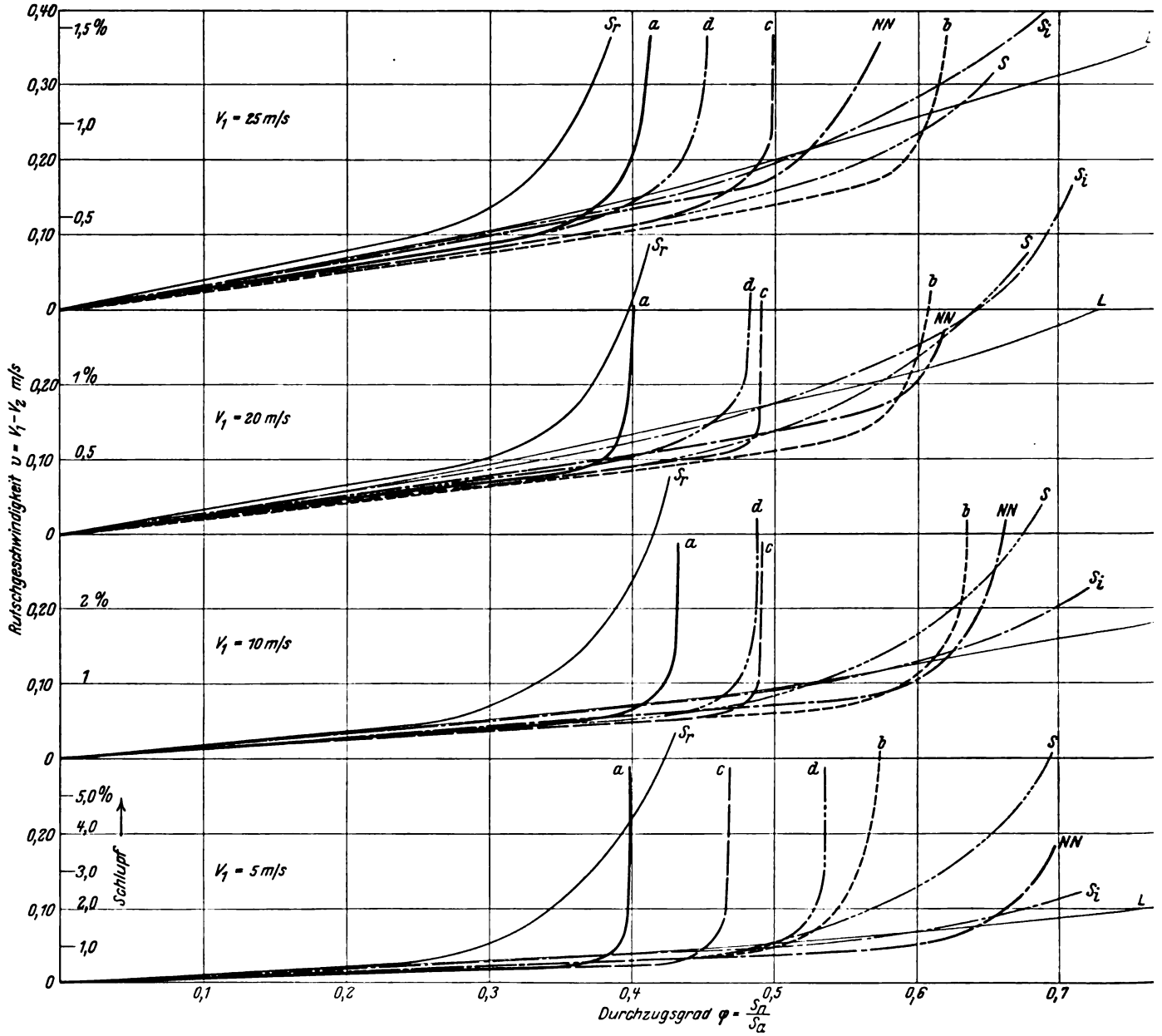


Abb. 15. Abhängigkeit der Rutschgeschwindigkeit in m/sek vom Durchzugsgrad φ bei 12,5 kg/cm Spannung und 4 verschiedenen Riemengeschwindigkeiten.
Zeichenerklärung siehe Abb. 13.

den Punkt, wo die Linie *L* alle anderen der imprägnierten Textilriemen schneidet, infolge größeren Schlupfes kleiner, die Überlastungsfähigkeit und Grenzleistung dagegen größer.

Von den zuletzt geprüften beiden ≈7,5 mm dicken Sondertextilriemen, die nur für vergleichende Leistungsversuche in etwa der gleichen Riemendicke wie die lastungsfähigkeit war er den anderen Textilriemen überlegen. Der handelsübliche 3,5 mm dicke Sondertextilriemen hatte bis zur Überschneidung seiner Kurve mit der des 7,5 mm dicken Riemens kleineren Schlupf, dann aber geringere Überlastungsfähigkeit. Beim rohen Sondertextilriemen wurde besonders bei den höheren Geschwindigkeiten ein merklicher Verschleiß durch Ablagerung von Fäden und Flocken auf den Maschinenteilen wahrgenommen.

[1] Vgl. G. Sachs, Versuche über die Reibung fester Körper Z. f. angew. Mathematik u. Mechanik. Bd. 4, S. 1—32. 1924.

Digitized by Google

Tabelle 14. Einzelwerte vor dem Nachspannen bis zum Dauerzustand.

Versuchsreihe	Bezeichnung der Textilriemen	Nachspannungen nach dem Gleiten des Riemens	Vorspannung (Achsdruck-Riemenlast Sa)[1] vor dem Versuch kg	Vorspannung (Achsdruck-Riemenlast Sa)[1] vor dem Nachspannen kg	Vorspannung (Achsdruck-Riemenlast Sa)[1] gemessen am Ende des Versuchs nachdem Schlupf und Dehnung konst. kg	Versuchsdauer bis zum Nachspannen des Riemens Std.	Versuchsdauer nach dem Schlupf und Dehnung konst. Std.	Versuchsdauer insgesamt am Ende des Versuchs Std.	Schlupf vor dem Gleiten gemessen %[2]	Schlupf am Ende des Versuchs, nachdem Schlupf und Dehnung konst. %	Dehnung in den Trums[3] bezogen auf 1 m Meßlänge vor dem Nachspannen %	Dehnung in den Trums[3] bezogen auf 1 m Meßlänge am Ende des Versuchs, nach dem Schlupf und Dehnung konst. %
1		0	213,5	—	87,5	—	9	9	—	0,25	—	0,17
1	a	0	381,3	141,8	201,3	$4^1/_5$	—	$12^1/_5$	24	0,46	0,27	0,53
2		1		—		—	8		—		—	
1		0	213,5	141,0	143,5	$2^5/_{12}$	—	$14^{11}/_{12}$	2,7	0,29	0,09	0,13
2		1		—		—	$12^1/_2$		—		—	
1	b	0		134,0		$4^5/_{12}$	—		4,2		0,12	
2		1	381,3	153,0	226,6	$8^5/_{12}$	—	$16^5/_6$	16	0,44	0,27	0,33
3		2		—		—	4		—		—	
1		0	213,5	130,0	100,0	$^1/_3$	—	$8^1/_2$	31	0,58	0,07	0,25
2	c	1		—		—	$8^1/_6$		—		—	
1		0	381,3	185,8	211,3	$3^5/_6$	—	$9^5/_6$	21	0,50	0,26	0,47
2		1		—		—	6		—		—	
1		0	213,5	123,5	143,5	$5^1/_6$	—	$14^5/_6$	23	0,32	0,09	0,18
2	d	1		—		—	$9^2/_3$		—		—	
1		0	381,3	130,5	170,5	$4^5/_6$	—	$16^1/_6$	8	0,52	0,20	0,45
2		1		—		—	$11^2/_6$		—		—	
1	S	0	213,5	—	90,0	—	9	9	—	0,56	—	0,27
1		0	381,3	—	130,0	—	8	8	—	0,98	—	0,53
1	γ[4]	0	210,0	—	139,3	—	13	13	—	0,43	—	0,11
1		0	375	—	215,0	—	13	13	—	0,70	—	0,31

Nach dem Verlauf der Schaulinien aller bei konstanter Riemenspannung ausgeführten Versuche, s. Abb. 13 bis 15, ordnen sich die Riemen nach ihrer Güte (Durchzugsgrad) steigend etwa wie folgt ein: a, d, c, b, N. N. S imprägniert und Lederriemen *L* (Sonderqualität).

2. Dauerversuche. Bei den sog. Dauerversuchen mit festem Achsabstand, die einem normalen Transmissionsantrieb entsprechen, nahm der Achsdruck mit zunehmender Dehnung des Riemens ab bis evtl. der Schlupf so groß wurde, daß der Riemen nicht mehr durchzog und nachgespannt werden mußte. Die Versuche, deren Ergebnisse Tabelle 14 enthält und die auf den Abb. 16—17 durch Schaulinien dargestellt sind, wurden bei $S_a = 213{,}5$ bzw. 381,25 kg Achsdruck und bei einer konstant gehaltenen Dauerleistung, die einer Nutzlast $= {}^1/_3$ des Achsdruckes entsprach, durchgeführt, um zu sehen, wie sich der Achsdruck und die Riemendehnung ändert, bis ein Nachspannen des Riemens notwendig wird. Bis zur Erreichung eines Beharrungszustandes bei konstantem Achsdrucke wurden nach Abb. 16 und 17 bei der Riemenlast

$S_a = 213{,}5$ kg, die Riemen a, S, keinmal
„ „ b, c und d einmal,
$S_a = 381{,}3$ kg, „ „ S keinmal
„ „ a, c und d einmal und
der „ b zweimal.

nachgespannt. Die vor jedesmaligem Nachspannen bis zum Dauerzustand festgestellte Versuchsdauer und Achsdruckverminderung sowie der Schlupf und die Dehnung sind in der Tabelle 14 enthalten.

Bei dem kleineren Achsdruck ($S_a = 213$ kg) kam nur der Sondertextilriemen und Riemen a ohne Nachspannung zu einem Gleichgewichtszustand, während die übrigen alle nachgespannt werden mußten, bis ein Beharrungszustand in der Übertragung eintrat. Bei dem größeren Achsdruck ($S_a = 381$ kg) erreichte nur der Sondertextilriemen ohne Nachspannen den Gleichgewichtszustand bei dem aus der Tabelle ersichtlichen Versuchszustand.

Aus diesen Versuchen bei festem Achsabstand sind zwischen den einzelnen untersuchten Riemen außer dem Sondertextilriemen keine auffälligen Unterschiede festzustellen. Letzterer scheint überlegen, weil er nicht nachgespannt zu werden brauchte. Allerdings war der Schlupf im allgemeinen größer wie bei den übrigen, was einen Verlust bedeutet. Der Geweberiemen *NN* konnte nach diesem Verfahren nicht untersucht werden, weil kein Material zur Verfügung stand.

Die Festigkeitsuntersuchungen der 5 Riemensorten S und a bis d haben ergeben, daß nach der Festigkeit steigend die Reihenfolge etwa folgende ist: a, d, c, NN, b, S und nach der Dehnung steigend: b, d, a, c, N N und S,

[1] Die Riemenspannung betrug:
bei $S_a = 213{,}5$ kg $= 7{,}0$ kg/cm,
bei $S_a = 381{,}3$ kg $= 12{,}5$ kg/cm.

[2] Letzte Messung vor dem Übergang zum Gleiten des Riemens.

[3] Bei der angegebenen Riemendehnung wurde bei der ursprünglichen Vorspannung (s. Spalte 4), die Riemenlast $Sa = 0$ gesetzt.

[4] Die Ergebnisse des Standardriemens γ sind in Reihe 2, S. 29, gewonnen; sie sind in die Tabelle und in Abb. 16 und 17 nur zum Vergleich aufgenommen worden.

Digitized by Google

zwar sind sowohl die gesamten wie auch die bleibenden Dehnungswerte fast in der gleichen Reihenfolge verschieden.

Aus dieser Gegenüberstellung ist zunächst keine Beziehung zwischen den Festigkeits- und Dehnungswerten der Riemen und ihrem Verhalten bei den Leistungsversuchen herzuleiten.

dertextil- und Geweberiemen *NN* sowie mit zwei Lederriemen — ausgeführt.

Die Imprägnierungsmittel waren: Firnisimprägnierung mit roter Farbe gemischt wie bei den Versuchsriemen a—d, Fischtran, Leinölfirnis mit Zusatz von Trockenstoffen, 50% Wollfett und 50% Leinölfirnis gemischt, Rohleinöl, Ceresin, Bienenwachs II und die

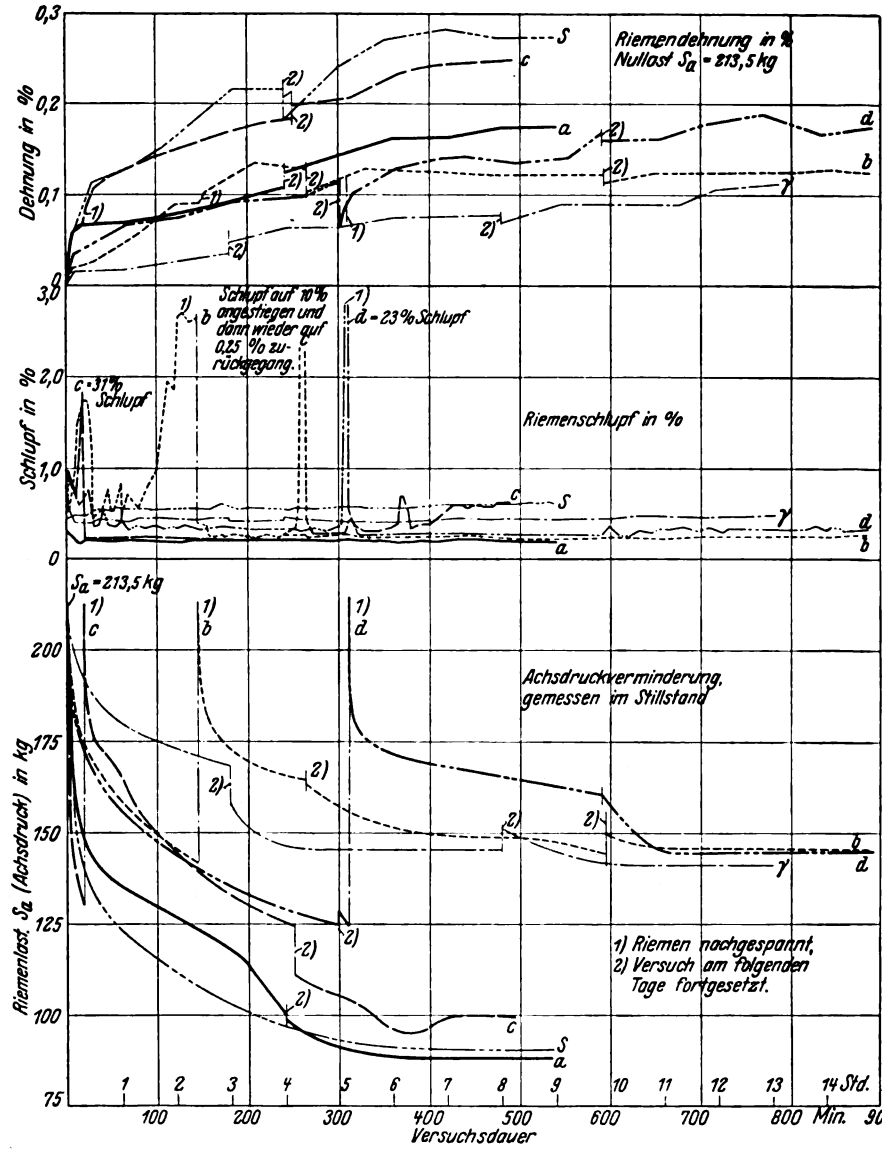


Abb. 16. Dauerversuche bei S_n = 73 kg konst. Nutzlast, S_a = 213,5 kg Riemenlast (Achsdruck) zu Anfang des Versuches und 10 m/sek Riemengeschwindigkeit.
Achsabstand = ~5 m; Durchmesser der Versuchsscheiben = 0.5 m.
Anmerkung: Die Ergebnisse des Standard-Riemens γ sind in Versuchsreihe 2 gewonnen. Sie sind hier nur zum Vergleich aufgetragen.

δ) Reibungsversuche.

Unter Zugrundelegung der bei den vorausgegangenen Leistungs- und Dauerversuchen gewonnenen Erkenntnis, daß für die Kraftübertragungsfähigkeit eines Riemens nicht nur die Festigkeitseigenschaften von Bedeutung sind, sondern auch andere Eigenschaften von erheblichem Einfluß sein müssen.

Es wurden daher zunächst zur Ermittelung der Reibungskoeffizienten eine Anzahl vergleichender Reibungsversuche mit fünfzehn etwa 3,5 bis 6 mm dicken Riemen — 11 gleichen Geweberiemen ohne und mit verschiedener Imprägnierung, je einem imprägnierten Sonfür den sog. Standardriemen in Aussicht genommenen Imprägnierungen α, β und γ.

Zur Durchführung der Reibungsversuche wurde die Versuchseinrichtung nach Rudeloff (s. Mitteilungen aus dem Materialprüfungsamt Berlin-Dahlem 1920, Heft 5) benutzt. Nach Maßgabe der schematischen Darstellung Abb. 18 besteht die Versuchseinrichtung aus der gußeisernen glatten Riemenscheibe *S*, auf der im Scheitelpunkt das Versuchsstück *V* aufliegt und dem Winkelhebel *H* zum Messen des Reibungswiderstandes, der bei Linksdrehung der Riemenscheibe *S* durch das Stahlband *B* als Zugkraft auf den Hebel *H* übertragen und

Digitized by Google

dann mit Hilfe der Dynamometerfeder F gemessen wird. Gleichzeitig wurde dabei die Kraftanzeige mittels eines am Hebel angebrachten Schreibstiftes als Schaulinie

Belastung P erfolgte durch Gewichte, die an einem Bügel angehängt wurden. Dieser Bügel ruhte wiederum auf einer in der Mitte des Rahmens gelagerten Kugel, um

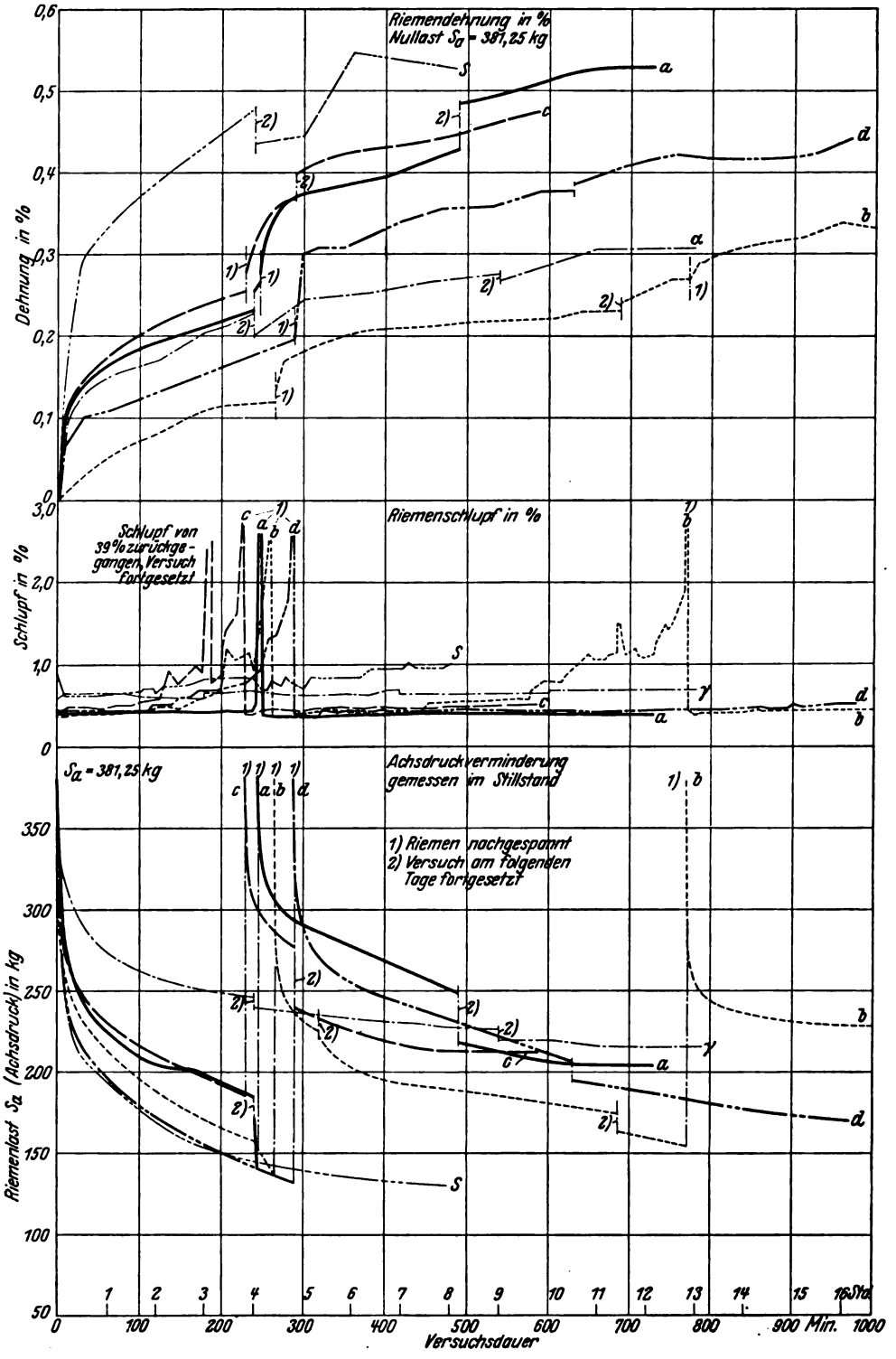


Abb. 17. Dauerversuche bei S_n = 131,4 kg konst. Nutzlast, S_a = 381,3 kg Riemenlast (Achsdruck) zu Anfang des Versuches und 10 m/sek Riemengeschwindigkeit.

Achsabstand = ~5 m; Durchmesser der Versuchsscheiben = 0,5 m.

selbsttätig aufgezeichnet. Die Versuchsscheibe hatte einen Durchmesser von 600 mm und kann mit verschiedenen Geschwindigkeiten in Umlauf gesetzt werden. Beim Versuch befand sich die Riemenprobe V in einem rechteckigen Rahmen, den sie vollständig ausfüllte. Die

eine möglichst gleichmäßige Verteilung der Belastung über die reibende Fläche zu erzielen. Die Versuche wurden bei $v = 0{,}1$ und 0,28 m/sec Geschwindigkeit und stufenweiser Steigerung der Belastung P bis zu 30 kg durchgeführt. Die Beziehungen zwischen dem Reibungswider-

Digitized by Google

stand R und der Belastung P, bei gleichbleibender Geschwindigkeit, sind in Abb. 19 und 20 durch Schaulinien dargestellt.

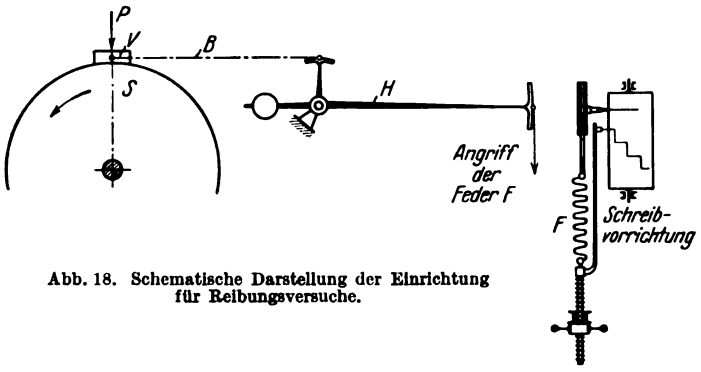


Abb. 18. Schematische Darstellung der Einrichtung für Reibungsversuche.

Da alle Ausgleichslinien — abgesehen von Abweichungen bei höheren Belastungen, die vermutlich durch Temperatureinflüsse auf die Imprägnierung hervorgerufen sind — durch den Koordinaten-Nullpunkt gelegt werden können, so gilt zur Berechnung der Reibungszahl für diese Versuche die Gleichung $\mu = R/P$.

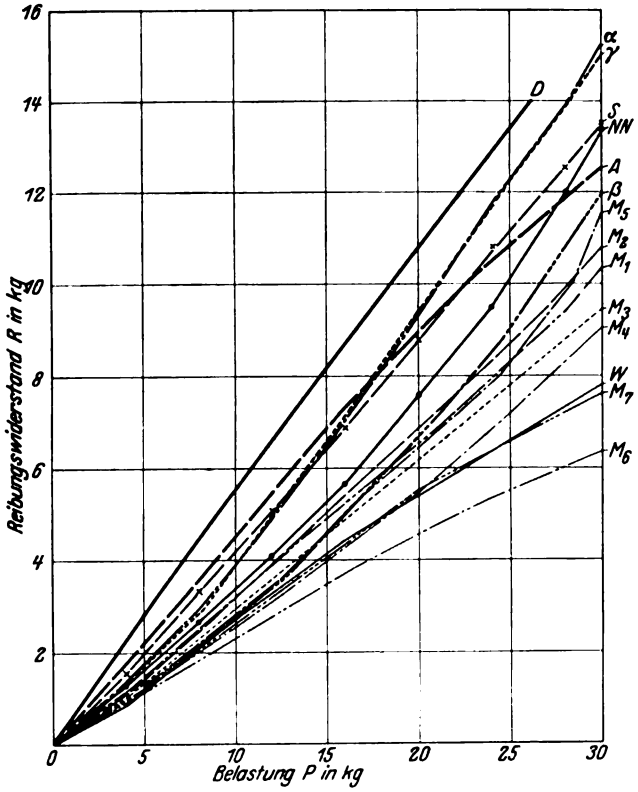


Abb. 19. Abhängigkeit des Reibungswiderstandes von der Belastung bei gleichbleibender Geschwindigkeit.
Gleitgeschwindigkeit $v = 0.1$ m/sek, Auflagefläche des Probestückes = 40 qcm.
D[1] / A-Acla- } Leder; NN-Gewebe- / S-Sondertextil- } Riemen.
Standardriemen: W ohne Impr.; M_1 Firnisimpr. m. roter Farbe (wie Riemen a—d); M_2 Fischtran; M_3 Leinölfirnis m. Trockenstoffzusatz; M_4 50% Wollfett u. 50% Leinölfirnis; M_5 Roh-Leinöl; M_6 Ceresin; M_7 Bienenwachs.
α-Alpha- / β-Beta- / γ-Gamma- } Impr. (Reihe 2).

[1] D-Leder war bereits von Rudeloff bei Reibungsversuchen auf gußeisernen Scheiben verwendet worden. s. Mitt. a. d. Materialprüfungsamt, 4. und 5. Heft, Jahrg. 1920.

Nach dem Verlauf der Schaulinien (Abb. 19 und 20) erreicht die nicht imprägnierte Probe W und die imprägnierten Geweberiemenproben M_1 bis M_7 und β nicht den Reibungswiderstand von Leder. Am nächsten kommen dem Leder der imprägnierte Sondertextilriemen und der imprägnierte Standardriemen α und γ sowie der Geweberiemen NN, deren Reibungswiderstände bei der kleineren Geschwindigkeit $V = 0{,}1$ m/sec bei einigen Belastungsstufen sogar etwas größer sind. Besonders auffällig sind die Unterschiede bei höheren Belastungen.

2. Versuchsreihe.

Nach Auswertung der Ergebnisse und auf Grund der bei den systematischen Riemenprüfungen der 1. Versuchsreihe gemachten Erfahrungen wurden die im Arbeitsplan unter A bereits genannten drei Standardriemen in besonderem Aufbau (s. S. 9) mit γ-Imprägnierung von $\sim 4{,}5$; $\sim 6{,}5$ und 7,5 mm Dicke und der Bezeichnung γ, γd_2 und γd_4 angefertigt.

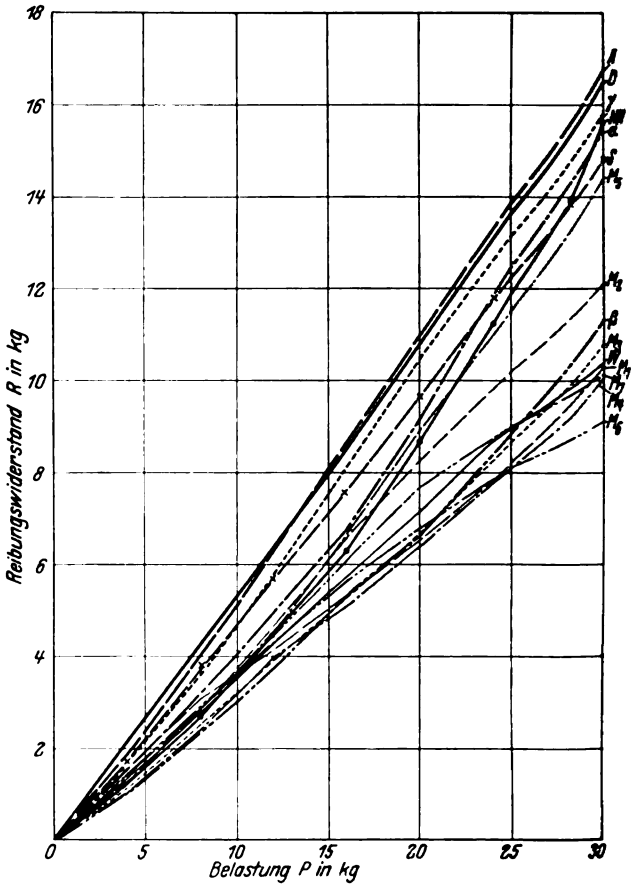


Abb. 20. Abhängigkeit des Reibungswiderstandes von der Belastung bei gleichbleibender Geschwindigkeit.
Gleitgeschwindigkeit $v = 0{,}28$ m/sek; Auflagefläche des Probestückes = 40 qcm.
Zeichenerklärung s. Abb. 19.

Die Prüfung der Riemen auf Zugfestigkeit und Dehnung, Kraftübertragung sowie auf Verhalten beim Dauerversuch, wurde unter den gleichen Versuchsbedingungen wie bei der 1. Versuchsreihe durchgeführt.

α) Festigkeitsversuche.

Zum Vergleich der Festigkeitseigenschaften der Standardriemen γ sind auf den Schaubildern der Abb. 21 und 22 außerdem einige Höchstwerte von Textil- und

Digitized by Google

Lederriemen der 1. Versuchsreihe (Tabelle 6) aufgetragen.

In den Festigkeitseigenschaften unterscheiden sich die Geweberiemen mit γ-Imprägnierung nicht wesentlich von den Textilriemen der 1. Versuchsreihe (s. Abb. 10 und 11), während nach dem Verlauf und der Größe der gesamten und bleibenden Dehnungen die dickeren γ-Riemen sich mehr dem Verhalten der Sondertextilriemen nähern. Bei diesen beiden Sorten (γd_2 — γd_4 und Sondertextilriemen) nimmt die Gesamtdehnung im Gegensatz zu den Textilriemen der 1. Reihe bis etwa 50 kg/cm² Spannung stärker zu als die Spannung und von dieser Spannung ab etwa proportional der Spannung, während bei den Textilriemen der 1. Reihe und bei den Lederriemen die Gesamtdehnung zunächst angenähert

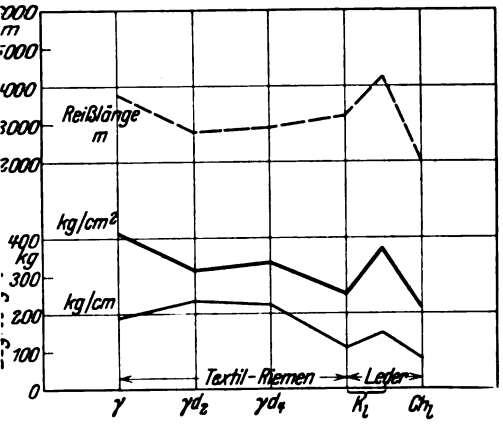


Abb. 21. Festigkeitseigenschaften der Riemen.
Zeichenerklärung s. Abb. 11 u. 19.

proportional der Spannung verläuft und von höheren Spannungen ab rascher zunimmt als die Spannung. Die bleibende Dehnung ist bei den Sondertextilriemen und den γd_2 und $\gamma d_2'$-Riemen bedeutend größer als bei allen anderen Riemen.

Tabelle 15. Zugfestigkeit von 3 Standardriemen.

Die Prüfungen der Riemenabschnitte erfolgt in der ursprünglichen Breite von 15 cm.

Bedeutung der Werte		Textilriemen, imprägniert		
		γ	γd_2	γd_4
Abmessungen	Dicke cm	0,470	0,730	0,655
	Breite cm	15,09	15,17	14,97
	Versuchslänge cm	122	76	70
Metergewicht in kg		0,772	1,248	1,146
Zugfestigkeit[1]	Bruchlast kg	2850	[3470][2]	3290
	Spannung kg/cm	189	229	220
	Spannung kg/cm²	402	313	335
Reißlänge in m		3690	2780	2870

[1] Die Ermittelung der Festigkeitseigenschaften erfolgte aus Einzelversuchen.

[2] Bei 3890 kg zog sich der Riemen aus der Einspannung. Nach dem Wiedereinspannen erfolgte der Bruch bei einer kleineren Belastung.

Zur Feststellung, ob die Standardriemen hinsichtlich ihrer Schmiegsamkeit und leichteren Anlage an die Scheibe den Riemen der 1. Reihe überlegen sind und in welcher Beziehung sie zu dem Leder- und Sondertextil-

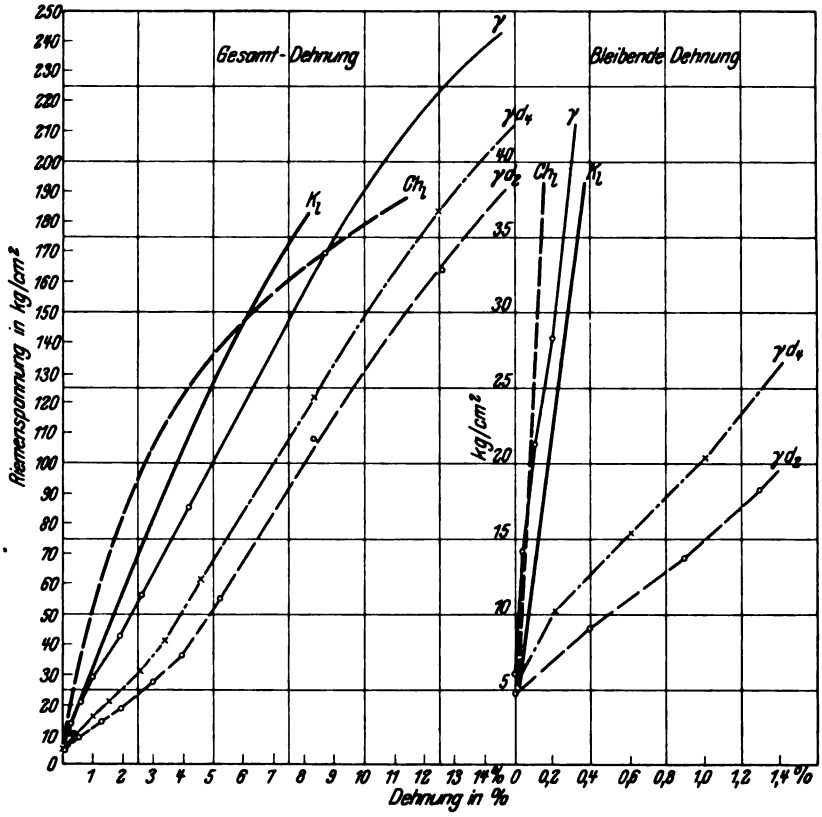


Abb. 22. Beziehung zwischen Riemenspannung und -dehnung.
Zeichenerklärung s. Abb. 11 u. 19.

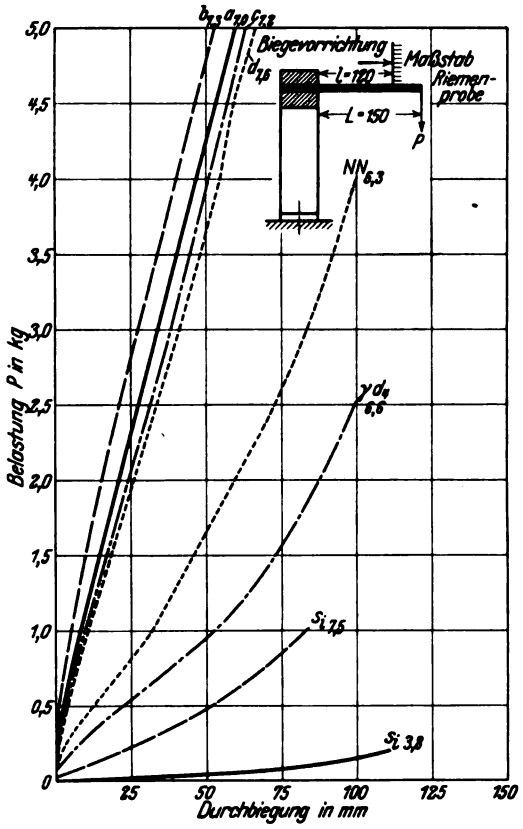


Abb. 23. Biegeversuche mit Textilriemen zur Bestimmung der Steifigkeit.
Zeichenerklärung s. Abb. 13 u. 24.

Digitized by Google

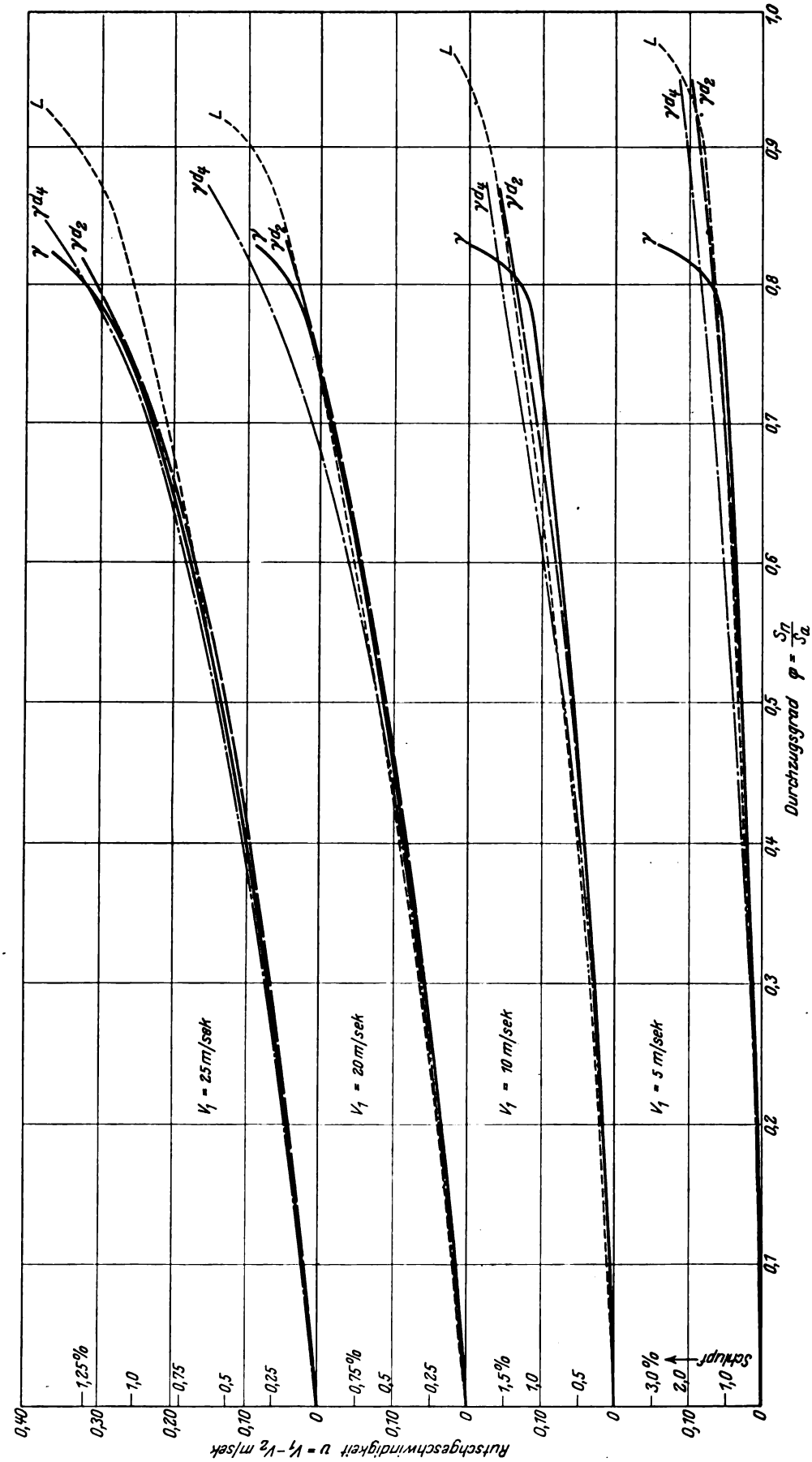


Abb. 24. Abhängigkeit der Rutschgeschwindigkeit in m/sek vom Durchzugsgrad φ bei 7,0 kg/cm Spannung und 4 verschiedenen Elementgeschwindigkeiten.

γ ———— , γd_2 — — — — , γd_4 — · — · — Textilriemen, L – – – – Lederriemen.

Digitized by Google

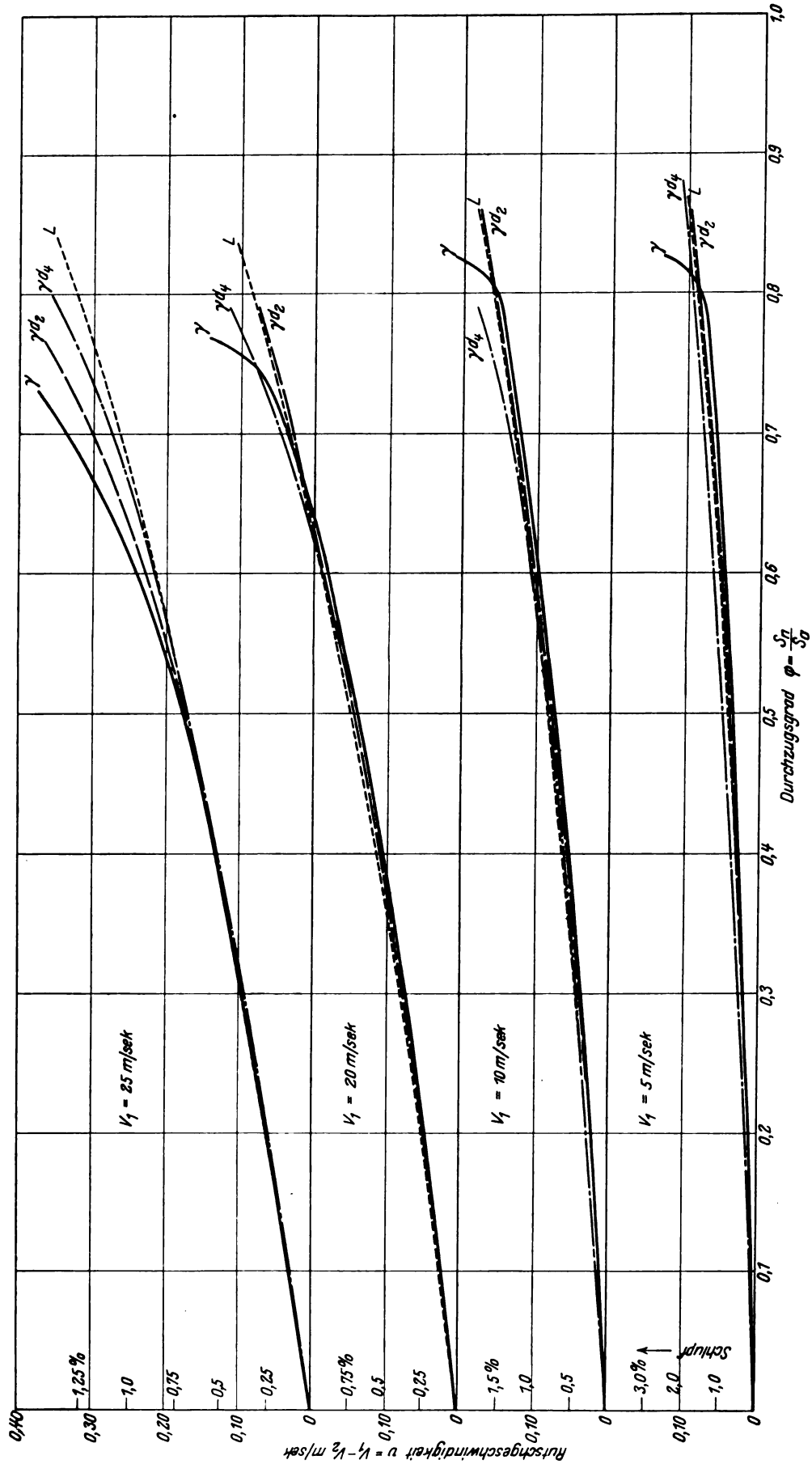


Abb. 25. Abhängigkeit der Rutschgeschwindigkeit in m/sek vom Durchzugsgrad φ bei 10 kg/cm Spannung und 4 verschiedenen Riemengeschwindigkeiten.
Zeichenerklärung s. Abb. 24.

Digitized by Google

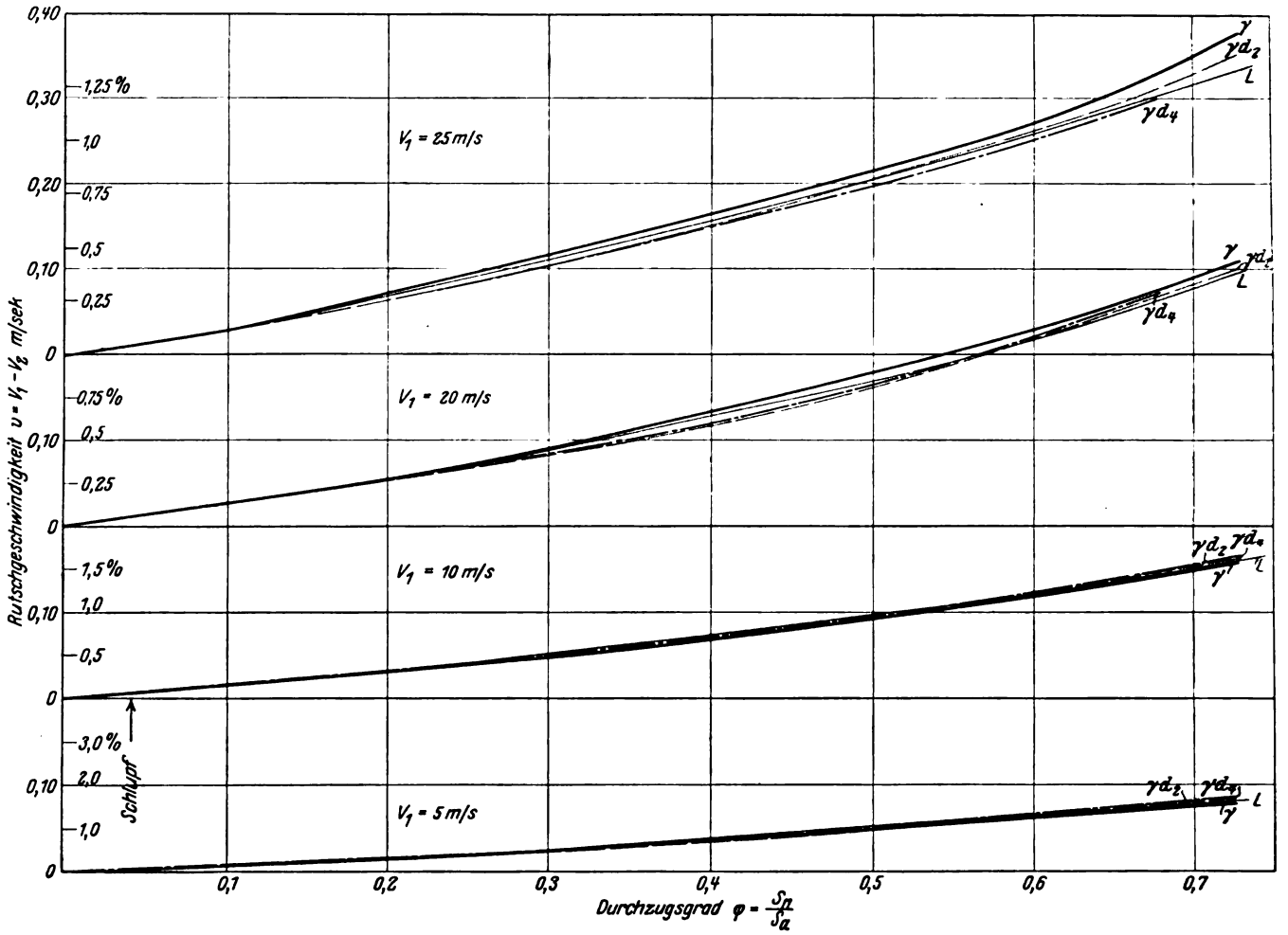


Abb. 26. Abhängigkeit der Rutschgeschwindigkeit in m/sek vom Durchzugsgrad φ bei 12,5 kg/cm Spannung und 4 verschiedenen Riemengeschwindigkeiten.
Zeichenerklärung s. Abb. 24.

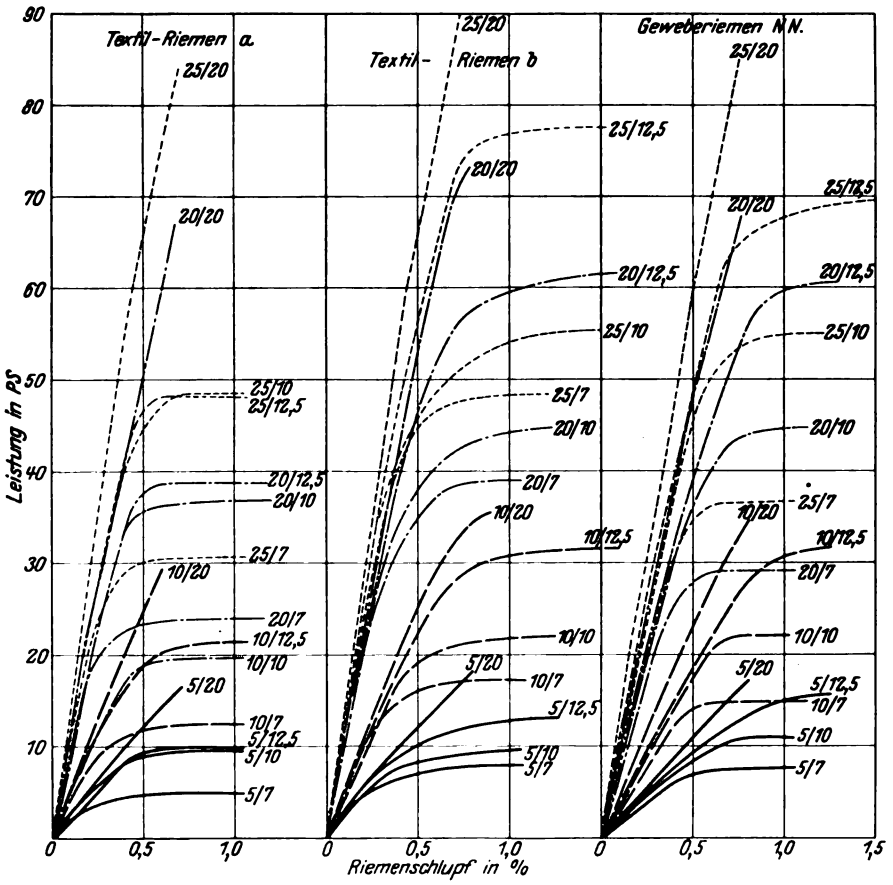


Abb. 27. Abhängigkeit der Leistung vom Riemenschlupf.
Zeichenerklärung:
——— V_1 = 5 m/sek
— — — V_1 = 10 m/sek
—·— V_1 = 20 m/sek
– – – – V_1 = 25 m/sek
Riemenspannung
k = 7, 10, 12,5 und 20 kg/cm.

Digitized by Google

riemen stehen, wurden mit kurzen Riemenabschnitten Biegeversuche ausgeführt, indem die Abschnitte einseitig eingespannt und an dem freien Ende bei 150 mm Hebelarm stufenweise belastet wurden. Die Durchbiegungen des freien Riemenendes wurden für die einzelnen Laststufen beobachtet und sind in Abb. 23 zu Schaulinien aufgetragen. Aus ihnen geht hervor, daß zwischen den Geweberiemen der 1. Reihe und den Standardriemen der 2. Reihe auffallende Unterschiede in der Steifigkeit bestehen und daß die letzteren in dieser Hinsicht sich eng an die Sondertextilriemen anschließen. Von einer Umrechnung der Biegebelastung in kg in Spannungen ist abgesehen worden, weil der Vergleich der biegenden Kräfte in kg ohne weiteres ein richtiges Bild für die Steifigkeit ergibt.

β) Leistungsversuche.

Die Versuchsbedingungen, bei denen die Leistungs- und Dauerversuche ausgeführt wurden, sind unter IV γ, Absatz 1 und 2 mit der Beschreibung des Prüfungsverfahrens, s. S. 17 und 21 angegeben.

Zum Vergleich sind auf den nachfolgenden Abb. 24 bis 26 die Ergebnisse des Lederriemens (Sonderqualität) mit aufgetragen.

Die Ergebnisse dieser Leistungsversuche zeigen, daß nach dem Verlauf der Schaulinien die Höchstleistung der 6,5 und 7,5 mm dicken Standardriemen bei 7 und 10 kg/cm Spannung größer war als die des schwächeren 4,5 mm dicken γ-Riemens. Bei 12,5 kg/cm Spannung wurde die Höchstleistung aller 3 Riemen bei 100 PS Motorleistung noch nicht erreicht. Der Schlupf des dünnen γ-Riemens war bei großen Riemengeschwindigkeiten und bei großen Spannungen etwas größer und bei kleinen Geschwindigkeiten und kleinen Spannungen kleiner als bei den beiden Standardriemen γd_2 und γd_4, sonst war der Unterschied gering. Gegenüber den Lederriemen besteht bei den Standardriemen γ im Vergleich zu den in 1. Reihe geprüften Riemen praktisch kein großer Unterschied mehr hinsichtlich des Durchzugsgrades beim Leistungsversuch; unter den 3 Standardriemen waren die beiden γd_2 und γd_4 dem dritten Riemen etwas überlegen.

Eine Beziehung zwischen ihren Festigkeits- und Dehnungswerten und dem Verhalten der Standardriemen beim Leistungsversuch (vgl. S. 25 und Abb. 21 und 22) konnte ebensowenig wie bei den übrigen Riemen (vgl. S. 21 und 22) festgestellt werden.

Dauerversuche wurden wegen nicht ausreichenden Riemenmaterials nur mit dem 4,5 mm dicken Standardriemen γ ausgeführt. Die Ergebnisse dieses Riemens sind bei den Dauerversuchen der Versuchsreihe 1 auf Abb. 16 und 17, S. 22 als Schaulinie aufgetragen. Die ermittelten Werte enthält Tabelle 14, S. 21.

Der Riemen brauchte bei zwei verschiedenen Nutzlasten $S_n = 73$ und 131,4 kg und Vorspannungen von 210 und 375 kg nicht nachgespannt werden. Die Achsdruckverminderung und die Dehnung war geringer als bei den der anderen Riemen, der Schlupf unveränderlich etwa 0,5%.

Zur Übersicht sind in Tafel 27—29 die Hauptergebnisse der beiden Versuchsreihen 1 und 2 in der Weise zusammengestellt, daß die Größe des Schlupfes bei der jeweils übertragenen Leistung in PS zu entnehmen ist. Es sind hierzu als Vertreter der 1. Reihe die Riemen a, b und NN, der 2. Reihe die Standardriemen γ und γd_4

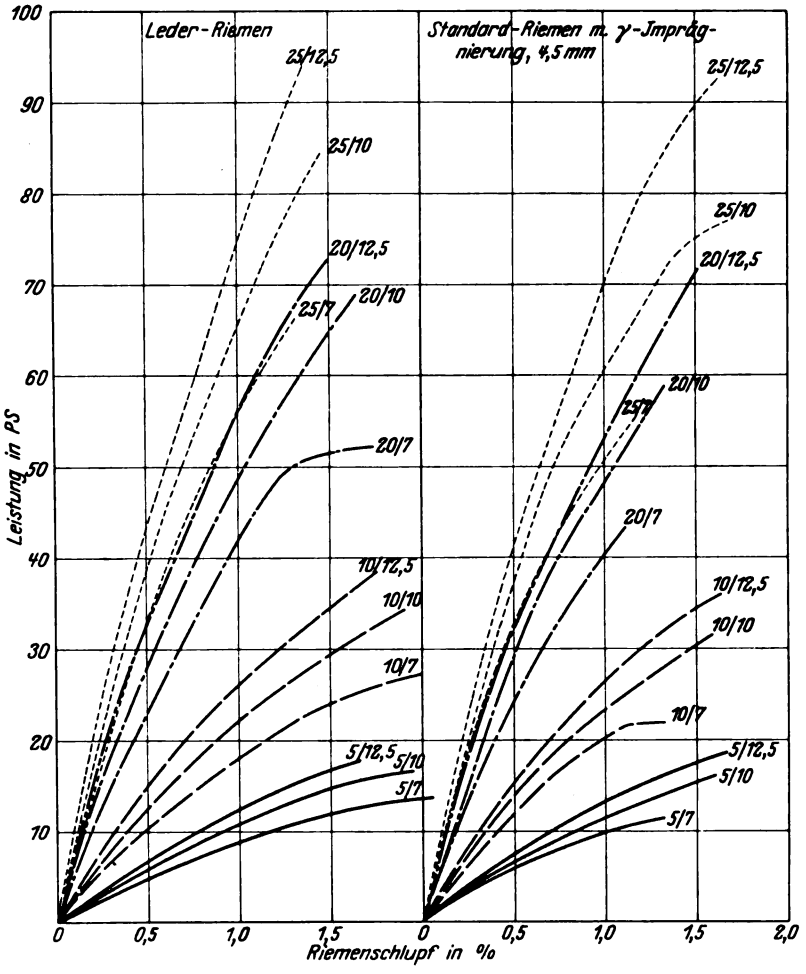


Abb. 28. Abhängigkeit der Leistung vom Riemenschlupf. Zeichenerklärung s. Abb. 27.

und als Vergleich der Sondertextilriemen $Si_{7,5}$ sowie der Lederriemen ausgewählt. Diese Schaulinien zeigen ebenfalls, daß die Standardriemen der 2. Reihe gegenüber den Textilriemen der 1. Reihe hinsichtlich Leistung und Schlupf bedeutend verbessert sind und daß besonders der γd_4-Riemen dem Lederriemen von Sonderqualität und dem Sondertextilriemen nahezu gleichwertig ist.

C. Zusammenfassung der Ergebnisse.

Die Untersuchungen haben ergeben, daß die Geweberiemen a, b, c, d der normalen Fertigung (Versuchsreihe 1) hinsichtlich Leistung und Schlupf dem Lederriemen von Sonderqualität und dem Sondertextilriemen nicht gleich kamen. Bei konstantem Achsdruck (Riemenspannung 7, 10, 12,5 kg/cm) war die zu erreichende

Digitized by Google

Leistung wegen plötzlich einsetzenden starken Schlupfes (Rutschen) bei den Riemen a—d niedriger als bei den genannten Vergleichsriemen, bei denen der Schlupf allmählich bis zu Beträgen von 6 und mehr % zunahm, ohne daß die Riemen rutschten. Bei höherer Riemenspannung und höherer Geschwindigkeit verhielt sich der Riemen b besser als die Riemen a, c, d. Bei konstantem Achsabstand (Dauerversuch) mußten die Riemen a bis d z. T. wiederholt nachgespannt werden, während der Vergleichsriemen S ohne Nachspannen bei nachlassendem Achsdruck durchzog. In den Festigkeitseigenschaften unterschieden sich die Riemen a—d von den Sondertextilriemen und üblichen Lederriemen dadurch besonders,

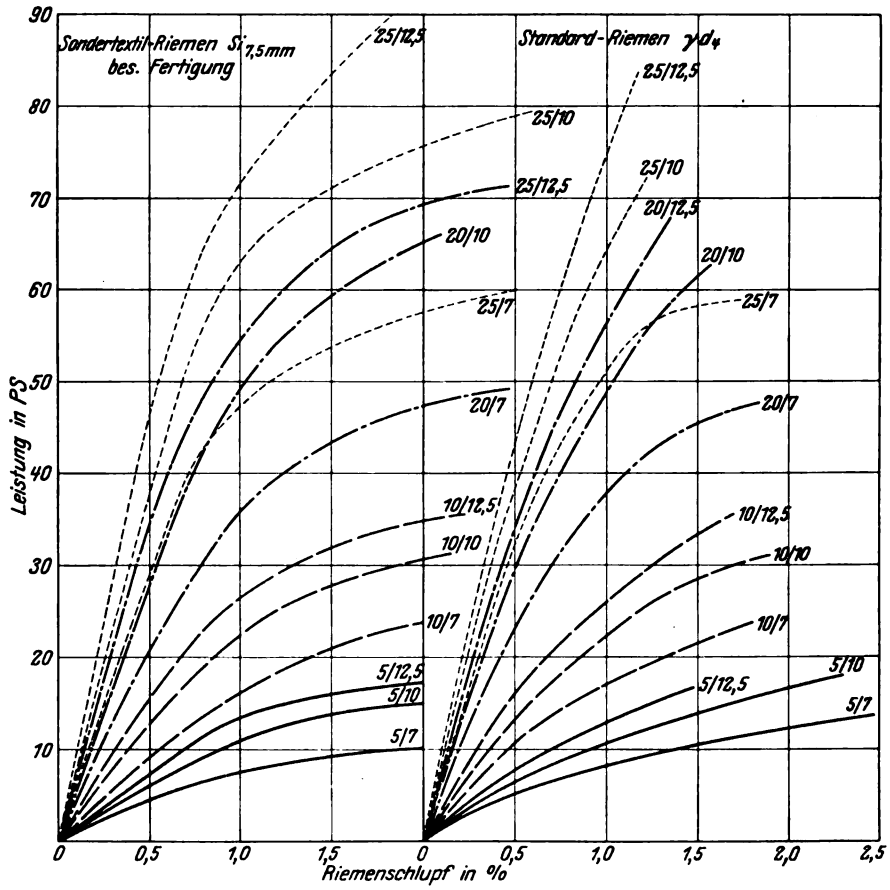


Abb. 29. Abhängigkeit der Leistung vom Riemenschlupf. Zeichenerklärung s. Abb. 27.

daß die Gesamtdehnung bei den Riemen b, d und dem Lederriemen nahezu gleich groß und bei den Sondertextilriemen zu Anfang wesentlich größer war, aber mit wachsender Belastung nicht so stark zunahm, so daß sich die Schaulinien bei 160 kg/cm Spannung überschneiden. In der bleibenden Dehnung zeigten sich bei den Riemen a—d im Vergleich zu dem Lederriemen Sonderqualität keine größeren Unterschiede, dieselbe war jedoch bei den beiden Sondertextilriemen merklich größer, während die Festigkeitswerte etwa übereinstimmten. Ein bestimmter Zusammenhang zwischen dem Verhalten bei der Kraftübertragung und den Festigkeitseigenschaften konnte noch nicht festgestellt werden.

Aus dem vorstehend angegebenen Verhalten wurde geschlossen, daß die Überlegenheit der Vergleichsriemen in der Hauptsache auf geringerer Steifigkeit und besserer Anschmiegung des Riemens an die Riemenscheibe beruhen könnte. Die Unterschiede in der Steifigkeit wurden durch Biegeversuche festgestellt (Abb. 23). Die Reibungsversuche (Abb. 19 und 20) mit den verschiedenen Riemen zeigten außerdem, daß die Vergleichsriemen höhere Reibungszahlen hatten als Riemen mit der ursprünglichen Imprägnierung. Wenn auch die normalen Geweberiemen für die meisten Betriebszwecke ausreichen dürften, weil diese Riemen nur selten bis zur Höchstleistung ausgenutzt werden, so wurde, auf den vorstehenden Ergebnissen fußend, für besondere hohe Dauerleistungen eine neue Webart des Riemens b (s. S. 7) mit verschiedenen Imprägnierungen auf Reibung untersucht und festgestellt, daß dieser Riemen mit der Imprägnierung α und γ den Ergebnissen der Lederriemen sehr nahe kommt bzw. diese zum Teil übertrifft. Die nach diesen Feststellungen angefertigten Standardriemen aus dem Material des Riemens b der ersten Versuchsreihe haben die erwartete Verbesserung bei der Prüfung tatsächlich gezeigt. Die Festigkeit lag in gleicher Höhe wie bei der früheren Fertigung, etwa 350 kg/cm². Der Verlauf der Dehnung bei den dicken Standardriemen war ähnlich wie bei den Sondertextilriemen, d. h. große bleibende und elastische Dehnung. Die Steifigkeit war bedeutend kleiner als bei den früheren Textilriemen, erreichte aber noch nicht den sehr biegsamen Sondertextilriemen. Bei den Leistungsversuchen war gleichfalls die erwartete Verbesserung eingetreten, d. h. die Schlupfzahlen nahmen mit der Leistung allmählich zu, wie bei Sondertextil-

Digitized by Google

riemen und dem Lederriemen der Sonderqualität[1]; die errechneten Durchzugsgrade waren fast durchweg so hoch wie bei diesem Lederriemen, besonders die etwa 6 und 7 mm dicken Standardriemen waren bei den Versuchen dem Lederriemen gleichwertig. Dasselbe Bild zeigte sich bei den Dauerversuchen; hierbei war das Verhalten des dünnen Standardriemens so günstig, daß er im Gegensatz zu den Textilriemen ursprünglicher Fertigung während der ganzen Versuchsdauer durchzog ohne nachgespannt werden zu müssen. Der Schlupf war gering und konstant, trotz nachlassender Riemenspannung (Achsdruck), ähnlich wie beim Sondertextilriemen.

Aus der Untersuchung geht hervor, daß die nach Abschluß der 1. Reihe gewonnene Anschauung, die Bewährung eines Treibriemens bei der Kraftübertragung hinsichtlich der Größe der Leistung und des Schlupfes hänge außer von der Garnart auch von der Schmiegsamkeit des Riemens, seiner guten Anlage an der Scheibe und seinem Reibungskoeffizienten ab, richtig ist. Die nach dieser Richtung gemachten Vorschläge für die Fabrikation haben zur Schaffung eines Hochleistungsriemens geführt, die gewünschten Erfolge bei Reihe 2 gezeitigt und einen Weg gewiesen, auf dem noch weitere Verbesserungen der Gewebetreibriemen möglich sind.

Die Untersuchung wird mit anderen Riemen, darunter auch Lederriemen der Handelsqualität fortgeführt, über deren Ergebnisse später berichtet werden wird. Ferner wird einer späteren Veröffentlichung eine weitere Auswertung der hier vorliegenden Ergebnisse hinsichtlich allgemeiner Gesichtspunkte für den Riemenantrieb vorbehalten.

[1] Vorversuche haben ergeben, daß handelsübliche Lederriemen nicht gleich gute Eigenschaften aufweisen wie der hier untersuchte Lederriemen von ausgesucht guter Fertigung, insbesondere hinsichtlich des Durchzugsgrades.

Digitized by Google

Digitized by Google

Mitteilungen der deutschen Materialprüfungsanstalten

Sonderheft XIII:
Arbeiten aus dem **Kaiser Wilhelm-Institut für Metallforschung** und dem **Staatlichen Materialprüfungsamt** zu Berlin-Dahlem

Inhalt

Seite

Bauer, O., und **O. Vollenbruck.** Über den Angriff von Metallen durch Insekten 3
Bauer, O., und **M. Hansen.** Der Einfluß von dritten Metallen auf die Konstitution der Messinglegierungen 7
Hansen, M. Zur Kenntnis des Vergütungsvorganges in Legierungen. [Der Vorgang der Entmischung übersättigter β(Cu-Zn)-Mischkristalle durch Alterung bei verschiedenen Temperaturen] 25
Frommer, L., W. Kuntze und **G. Sachs.** Der Einfluß von Poren auf die Festigkeit von Spritzguß 37
Schmid, E., und **G. Wassermann.** Röntgenographische Studien zum Vergütungsproblem I . 41
Wassermann, G. Zur Frage der molekularen oder atomaren festen Lösung einer Metallverbindung im Grundmetall 46
Wassermann, G. Über die Vergütung einer Constructallegierung 48
Ageew, N., und **G. Sachs.** Röntgenographische Bestimmung der Löslichkeit von Kupfer in Silber 50
Hansen, M. Die Härte silberreicher Kupfer—Silberlegierungen. (Bestimmung der Löslichkeit von Kupfer in Silber mit Hilfe von Härtemessungen) 55
Bauer, O. Arsen im Flußstahl 58
Kurdjumow, G., und **G. Sachs.** Walz- und Rekristallisationstextur von Eisenblech. . . . 67
Kurdjumow, G., und **G. Sachs.** Über den Mechanismus der Stahlhärtung 70
Rupp, E., und **E. Schmid.** Elektronenbeugung an passivem Eisen I 78
Sachs, G. Ein neues Prüfgerät für Tiefziehbleche 80
Karnop, R., und **G. Sachs.** Zur Kinetik der Rekristallisation 86
Sachs, G., und **J. Weerts.** Die Orientierung einzelner durch Rekristallisation gewonnener Kristalle 92
Karnop, R., und **G. Sachs.** Die Grobkristallisation von Aluminium 94
Boas, W., und **E. Schmid.** Grundtatsachen der Kristallplastizität und Versuche zu ihrer theoretischen Deutung 98
Boas, W., und **E. Schmid.** Über die Temperaturabhängigkeit der Kristallplastizität . . . 103
Sachs, G., und **J. Weerts.** Die Gitterkonstanten der Gold—Silberlegierungen 109
Polanyi, M. Über die Natur der Festigkeit 113
Sachs, G., und **J. Weerts.** Zugversuche an Gold—Silberkristallen. 120
Ohshima, K., und **G. Sachs.** Röntgenuntersuchungen an der Legierung AuCu 129
Sieglerschmidt, H. Untersuchung des Einflusses der Umwandlung auf die Wärmeausdehnung von Stählen unter besonderer Berücksichtigung der Änderung der Ausdehnungszahl β 135
Schmid, E., und **O. Vaupel.** Versuche an bewässerten Steinsalzkristallen 139
Blumenthal, H. Über ein Verfahren für die Trennung von Blei und Wismut 140

Mit 325 Abbildungen, 17 Zahlentafeln und 27 Tabellen

Berlin
Verlag von Julius Springer
1930

Digitized by Google

Digitized by Google

Über den Angriff von Metallen durch Insekten.

Von **O. Bauer** und **O. Vollenbruck**[1].

A. Fremde Beobachtungen.

Die Forschung hat sich mit der Zerstörung metallischer Werkstoffe durch chemische und elektrochemische Korrosion in den letzten Jahrzehnten in eingehendster Weise befaßt. Von maßgebendem Einfluß auf die Lebensdauer der Gegenstände, Konstruktionsteile usw. ist die Art des Angriffs. Während gleichmäßiger Angriff oft lange Zeit ungefährlich ist, bedeutet örtlicher Angriff (sog. Lochfraß) z. B. bei Röhren, Gefäßen für Flüssigkeiten usw. ein plötzliches Unbrauchbarwerden des betreffenden Gegenstandes.

Eine dem „Lochfraß" sehr ähnliche Zerstörung metallischer Gegenstände ist die Korrosion durch Insekten.

Abb. 1. Durch Sirex gigas (Holzwespe) angefressener Bleibelag einer Bleikammer.

In der Literatur, den entomologischen Zeitschriften usw. finden sich immer wieder Berichte über Zerstörungen metallischer Gegenstände (vorwiegend aus Blei), die auf Holzwespen und Käfer zurückgeführt werden.

F. Pax[2] berichtet über Zerstörung der Bodenplatten von Bleikammern durch Holzwespen[3].

Die Bleiplatten waren 3 mm stark, teils waren sie bereits völlig durchbohrt, teils fanden sich Bohrgänge, die sich nach unten in dem hölzernen Bodenbelag fortsetzten. In 3 Gängen fand Pax abgestorbene Holzwespen, die mit dem vorderen Teil ihres Körpers in der Bleiplatte, mit dem Hinterteil im Holzboden steckten. Die meisten Holzwespen waren sog. Fichten- oder Riesenholzwespen (Sirex gigas L.), daneben fanden sich aber auch Kiefernholzwespen (Paururus juvencus L.). Die Löcher im Blei traten stets an solchen Stellen auf, an denen der Larve beim Ausschlüpfen der Weg durch die Metallwände versperrt war. Der Durchmesser der Bohrlöcher schwankte entsprechend der verschiedenen Größe der Wespen zwischen 4 und 6 mm. Abb. 1 zeigt die Austrittsöffnungen von Löchern, die durch Sirex gigas verursacht wurden. Sobald das Blei der 3 mm dicken Bleiwand durchnagt war, wurde die Wespe durch die eindringende Schwefelsäure getötet. Pax

Abb. 2. Durch Scobicia declivis (Borkenkäfer) beschädigte Bleiumhüllung eines Lufttelephonkabels.

erwähnt ferner, daß die Fähigkeit, Blei anzugreifen, keineswegs auf die Holzwespen beschränkt sei, sondern daß auch gewisse Käfer die gleiche Fähigkeit besitzen.

Abb. 2 stellt eine angeblich durch Borkenkäfer beschädigte Bleiumhüllung eines Lufttelephonkabels dar[1].

Nach H. E. Burke, R. D. Hartmann und T. E. Snyder[2] zählen zu den metalleangreifenden Schädlingen folgende zahlreiche Arten: Anobiidae, Anthribidae, Bostrichidae, Buprestidae, Bruchidae, Cerambycidae, Cureulionidae, Dermestidae, Lyctidae, Ptinidae, Tenebrionidae. Ferner Isoptera (weiße Ameise), die schon

[1] Original: Z. Metallkunde, Bd. 22, S. 230—233. 1930.

[2] F. Pax: „Beobachtungen über Beschädigungen von Bleikammern durch Holzwespen." Jahresheft des Vereins für Schlesische Insektenkunde zu Breslau XIII, 16. Dez. 1921, S. 43 bis 56.

[3] In obiger Arbeit von Pax finden sich auch zahlreiche ältere Literaturangaben, die bis auf das Jahr 1876 zurückgehen.

[1] Die Probestücke sind uns von dem Leiter des Deutschen Entomologischen Instituts der Kaiser-Wilhelm-Gesellschaft zu Dahlem, Herrn Direktor Dr. Walther Horn in liebenswürdiger Weise zur Verfügung gestellt worden.

[2] The Lead-Cable Borer or „Short-Circuit Beetle" in California in United States Department of Agriculture Washington Bulletin Nr. 1107, 4. Dez. 1922, S. 1 bis 48.

Digitized by Google

erwähnten Wespenarten und eine weitere Wespe Hymenoptera.

Die sehr eingehende Arbeit obiger Autoren bringt zahlreiches, sehr wertvolles Beobachtungs- und Bildmaterial über die metallzerstörenden Insekten.

Nach F. Zacher[1] grenzen die Kraftäußerungen der Holzwespen (und mancher anderer Insekten) ans Märchenhafte.

Während des Krimkrieges 1857 schlüpfte Paururus juvencus aus Faßdauben und fraß mehrfach in die in den Fässern enthaltenen Bleikugeln Löcher. Der kalifornische Bleikabelbohrer (Scobicia declivis Lec) bohrt Löcher von $2^1/_2$ cm Durchmesser in die Bleiumhüllungen von Telephonkabeln.

Blei ist das am häufigsten beschädigte Metall. Nach Berichten amerikanischer Zeitschriften wurden angegriffen: Blei-Kupfer-Patronen, Bleidichtungen, Bleirinnen, Blei-Stereotypplatten, Bleirohre für Wasser und Gas, Bleibekleidung von Fässern, Tanks und Zisternen, Bleiblechschutz für Bienenstöcke, Bleischmelztiegel, Telephonbatterien, Bleitelephonkabel[2], Hochspannungskabel, Bleikabel in unterirdischen Wasserbehältern in Australien, Zentralamerika und den Vereinigten Staaten.

Andere Metalle, die von Insekten angegriffen wurden, sollen Zink, Silber, Quecksilberbelag von Spiegeln, Vergoldungen von Kronleuchtern, Schalen usw. sein.

Im allgemeinen sind die verursachten Schäden in den Tropenländern häufiger als in der gemäßigten Zone, vor allem wohl deshalb, weil dort mehr Insektenarten vorkommen, die die Neigung, Metalle anzugreifen, besitzen. Aber auch in Europa können durch Insektenfraß große wirtschaftliche Schädigungen auftreten, wenn die Ursache des Angriffs zu spät erkannt wird. Zusammenfassend darf wohl ausgesprochen werden, daß nach den zahlreichen Veröffentlichungen mit großer Wahrscheinlichkeit anzunehmen ist, daß die beobachteten Schäden in der Mehrzahl der Fälle tatsächlich durch Insekten verursacht wurden.

Soweit wir jedoch aus der uns zur Verfügung stehenden Literatur ersehen konnten, scheint es bisher noch nie gelungen zu sein, das die Metalle angreifende Insekt in seiner zerstörenden Tätigkeit zu beobachten.

Bis in die neueste Zeit tauchen daher immer wieder Zweifel auf, ob nicht doch andere Ursachen (Korrosion, Materialfehler usw.) für die Zerstörung in Frage kämen und ob nicht das in der Nähe der korrodierten Stellen gefundene Insekt nur durch Zufall dahin gelangt sei und irrtümlich als der Urheber der Zerstörung angesprochen würde[1].

Diese Zweifel ließen sich endgültig nur beheben, wenn es gelänge, die Insekten bei ihrer zerstörenden Arbeit zu beobachten.

B. Eigene Beobachtungen.

Veranlassung zu den nachstehend beschriebenen Versuchen gaben lochartige Beschädigungen an Blei-Wasserrohren in einem Keller im Zentrum Berlins, in dem geräucherte Schinken und Wurstwaren lagerten. Der Inhaber der Kellerräume machte hierzu folgende Angaben:

„Wir dachten zuerst daran, daß diese Schäden dadurch entstanden sein könnten, daß die zur Räucherung verwendeten Chemikalien eine zersetzende Wirkung auf die Bleirohre ausübten. Nun haben die die Reparatur ausführenden Arbeiter in der Isolierung der Rohre ein Insekt gefunden, das möglicherweise die schadhaften Stellen hervorgerufen haben kann."

Abb. 3. Bleirohr mit Nagestellen. $^{19}/_{20}$ nat. Größe.

In Abb. 3 ist ein Abschnitt des angegriffenen Rohres in natürlicher Größe wiedergegeben. An den durch Pfeile gekennzeichneten Stellen waren verschieden tiefe Löcher von etwa 2 mm Durchmesser vorhanden. Querschnitte durch den Rohrabschnitt (Abb. 4) zeigten, daß an 2 Stellen (a und b in Abb. 4) die ganze Wandstärke (5 mm) des Rohres durchbohrt war, an einer anderen Stelle (c in Abb. 4) hatte die Bohrarbeit anscheinend eben erst eingesetzt.

Die scheinbar glatten Lochwandungen ließen bei stärkerer Vergrößerung eine schwache Aufrauhung erkennen (Abb. 5; v=10), etwa wie von einer Raspel herrührend. Die Bleirohre waren mit Filz umkleidet. In der Filzumkleidung saßen zahlreiche Käfer. Durch das Deutsche Entomologische Institut der Kaiser-Wilhelm-Gesellschaft zu Berlin-Dahlem wurden folgende 2 Arten festgestellt:

---

[1] F. Zacher: „Die Vorrats-, Speicher- und Materialschädlinge und ihre Bekämpfung." Verlag: P. Parey, Berlin.

[2] Einige neuere Mitteilungen über Insektenfraß an Metallen finden sich ferner in folgenden Zeitschriften: R. Hesse: „Zerstörung von Bleirohren durch Tiere." Biol. Zentralbl. Bd. 45, Heft 1, Febr. 1925. P. F. Schirek: „Um insecto que fura canos de chumbo". Boletim do Museu Nacional V Nr. 3. September 1929, Rio de Janeiro. Entomologische Zeitschrift Nr. 23, 8. März 1930, S. 287. Frankfurt a. M. „Kabelbeschädigung durch Insekten." Die Umschau Bd. 34, Heft 14, S. 273. 5. April 1930, Frankfurt a. M.

[1] Siehe E. J. Kohlmeyer: „Der Bleiwurm". Metallwirtschaft Bd. 9, Nr. 23, S. 485.

Digitized by Google

Art I. Ein schwarzer Käfer (etwa 8 mm lang), ursprünglich in Südamerika beheimatet (Dermestes peruvianus), durch den Frachtverkehr über die Seehäfen jedoch seit langer Zeit in Deutschland eingeschleppt (s. Abb. 6, Art. I).

Art II. Der gewöhnliche Speckkäfer (Dermestes lardarius), schwarz mit breiter, gelbbrauner Rückenbinde, ebenfalls etwa 8 mm lang (s. Abb. 6, Art II).

a b c

Abb. 4. Querschnitte durch das Bleirohr. $^{19}/_{20}$ nat. Größe.

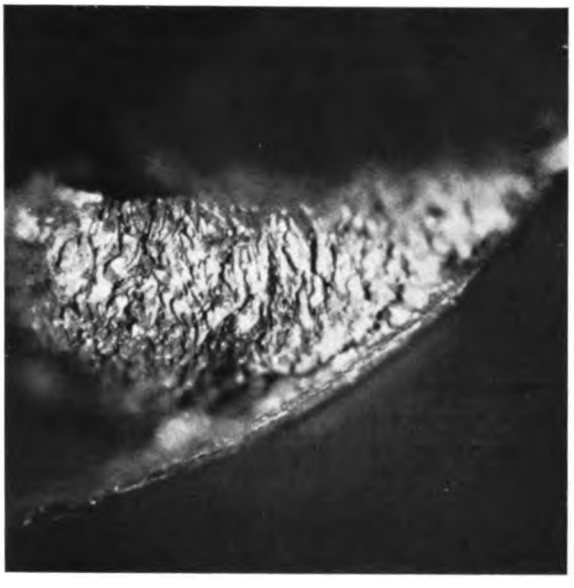


Abb. 5. Aussehen der Wandung des Loches *a* von Abb. 4. 9,5× vergr.

Art I. Dermestes peruvianus. Art II. Dermestes lardarius.
Abb. 6. Etwa 6× vergr.

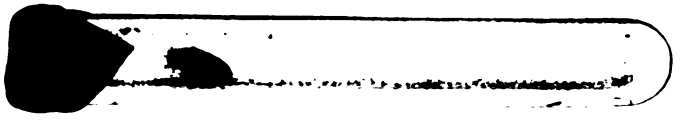


Abb. 7. Glasröhrchen mit Bleideckel. $^{19}/_{20}$ nat. Größe.

Abb. 8. Kästchen aus Bleiblech. Etwa nat. Größe.

Die Vermutung, daß diese Käfer die lochartigen Anfressungen an dem Bleirohr verursacht haben könnten, war naheliegend. Es gelang uns in der Tat, durch eigene Versuche mit obigen Käfern den Beweis zu erbringen, daß beide Arten Blei zu durchbohren befähigt sind.

C. Versuche mit Käfern.

Mit obigen Käfern (Art I und II), die wir im Keller, in dem sich das angegriffene Bleirohr befunden hatte, sammelten[1], führten wir folgende Versuche aus:

1. Versuche mit Blei.

Nach Maßgabe der Abb. 7 wurden Glasröhrchen, in denen sich immer nur je 1 Käfer befand, durch Bleideckel (0,2 mm stark) verschlossen; ferner wurden kleine Kästchen aus Bleiblech (0,2 mm) hergestellt

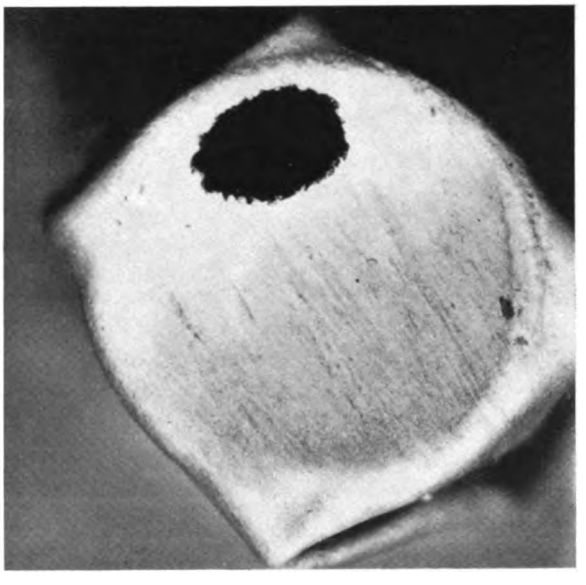


Abb. 9. Blei, durchnagt von Käfer Art I. 6× vergr.

(Abb. 8), jedes Kästchen mit 3 bis 4 Käfern derselben Art beschickt und dann zugemacht.

[1] Bei dem Suchen und Sammeln der Käfer war uns Herr Korschefsky vom Deutschen Entomologischen Institut zu Dahlem in dankenswerter Weise behilflich.

Digitized by Google

In die Kästchen wurde ein angefeuchteter Wattebausch gelegt, da die Käfer in völlig trockener Luft sehr bald eingingen.

Nach einigen Tagen stellten wir eines Morgens fest, daß in dem Bleideckel des einen Röhrchens ein Loch

Abb. 10. Blei, durchnagt von Käfer Art II (nach etwa 2 Std.). 6× vergr.

von etwa 3 mm Durchmesser durchgenagt war, durch das der Käfer (Art I) das Freie gewonnen hatte. Die Lochränder waren zackig, im Glasröhrchen befand sich feines Bleipulver. Abb. 9 zeigt den Bleideckel mit dem durchnagten Loch in etwa 6facher Vergrößerung. Das

Abb. 11. Blei, durchnagt von Käfer Art I (in etwa 4 Std.). 6× vergr.

Loch war unzweifelhaft durch den eingeschlossenen Käfer bewirkt, ihn bei seiner Arbeit zu beobachten, war uns bei diesem Versuch noch nicht gelungen, da er sie in der Nacht ausgeführt hatte. Bei 2 Kästchen hatten wir das Glück, die Arbeit der Käfer bei Tage beobachten zu können.

Nach 5tägigem Verweilen der Käfer in den Kästchen konnte morgens bei einem Kästchen ein kleines stecknadelkopfgroßes Loch festgestellt werden, an dem ein Käfer der Art II eifrig arbeitete; bereits nach 2 Stunden hatte das Loch einen Durchmesser von etwa $1^1/_2$ mm, und in 4 Stunden war es bereits so groß (etwa 3 mm Durchmesser), daß der Käfer sein Gefängnis verlassen konnte.

Abb. 12. Zinn, durchnagt von Käfer Art II (nach etwa 10 bis 12 Std.). 10× vergr.

Abb. 10 zeigt den Käfer während der Arbeit. Mit seinen zangenartigen Beißwerkzeugen kneift und reißt er Brocken um Brocken Blei ab, wobei er von Zeit zu Zeit sich ausruht oder von einem anderen Käfer abgelöst wird. Gelegentlich konnten wir auch beobachten,

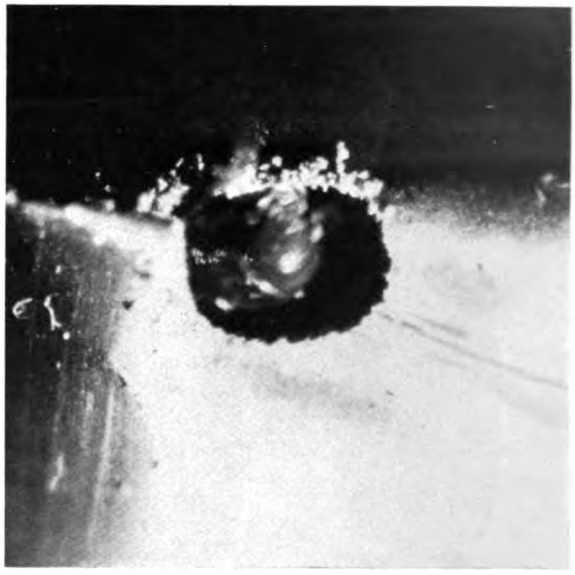


Abb. 13. Zinn, durchnagt von Käfer Art II (in etwa 36 Std.). 10× vergr.

daß 2 Käfer gleichzeitig an demselben Loch arbeiteten. Das abfallende Bleipulver fiel teils auf den Boden, teils bedeckte es den arbeitenden Käfer.

Bei einem zweiten Kästchen, das mit Käfern der Art I beschickt war, konnten wir das Arbeiten der Käfer ebenfalls beobachten. Auch hier hatten die Käfer in etwa 4 Stunden ein so großes Loch ausgenagt, daß sie ausschlüpfen konnten. Abb. 11 zeigt in 6facher

Digitized by Google

Vergrößerung das Loch nach dem Ausschlüpfen der Käfer.

2. Versuche mit Zinn.

Die Versuche mit Zinn wurden in der gleichen Weise angesetzt wie die Versuche mit Blei. Die Zinnfolie hatte eine Stärke von 0,2 mm.

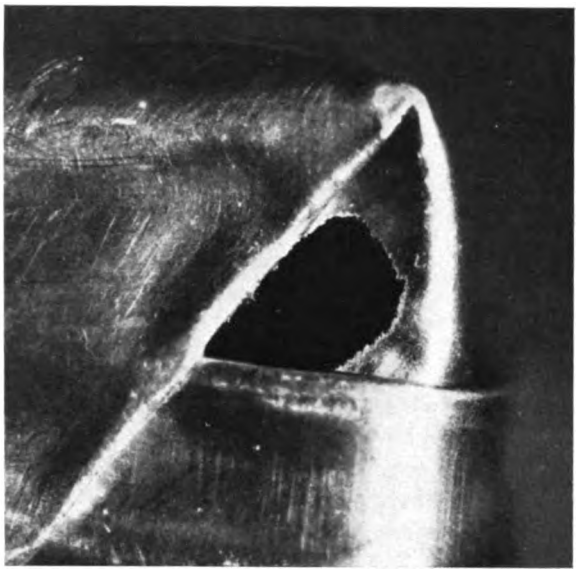


Abb. 14. Zinn, durchnagt von Käfer Art I (in etwa 40 Std.). 6× vergr.

Auch hier gelang es, die Käfer bei ihrer Arbeit unmittelbar zu beobachten. Das härtere Zinn bereitete ihnen jedoch erheblich größere Schwierigkeiten als das weiche Blei.

Nach 10 bis 12 Stunden Arbeit war erst ein etwa $1^1/_2$ mm Durchmesser großes Loch in der dünnen Zinnfolie entstanden (s. Abb. 12; v=10 von Käfer Art II durchgenagt) und erst nach etwa 36 Stunden hatte der Käfer (Art II) das Loch so weit vergrößert, daß er ausschlüpfen konnte. Abb. 13 zeigt in 10facher Vergrößerung den Käfer bei der Arbeit kurz vor dem Ausschlüpfen aus seinem Gefängnis.

Die feinen Späne liegen in der Umgebung des Loches (Abb. 12), zum Teil hängen sie auch noch mit der Folie zusammen (Abb. 13). Abb. 14 (v=6) zeigt ein von einem Käfer Art I durch Zinnfolie durchgenagtes Loch.

3. Versuche mit Aluminium, Zink und Messing.

Bisher war es den Käfern (Art I und II) in keinem Falle gelungen, sich aus den aus weichgeglühtem Aluminium, Zink und Messing hergestellten Kästchen zu befreien. Bei Öffnung der Kästchen (nach etwa 8 Tagen) waren die Käfer tot, Spuren eines beginnenden Angriffs der Metalle waren nicht erkennbar. Es scheint somit, daß bereits alle Metalle, die härter als Zinn sind, von den Käferarten Dermestes peruvianus und Dermestes lardarius nicht mehr zerstört werden können.

D. Schlußergebnis.

Unsere Versuche haben den einwandfreien Beweis dafür erbracht, daß gewisse Käferarten Metalle angreifen können. Der Angriff ist ein rein mechanischer. Mittels ihrer harten und scharfen Beißwerkzeuge nagen und bohren sich die Käfer durch das Metall, indem sie feine Körnchen und Spänchen abzwicken bzw. herausreißen[1]. Je härter das Metall ist, um so schwieriger wird die Arbeit für das Insekt. Für die beiden Käferarten Dermestes peruvianus und Dermestes lardarius scheinen bereits Aluminium und Zink unüberwindliche Hindernisse zu bieten, während Blei sehr leicht, etwas schwieriger bereits Zinn zerstört wird.

[1] Ein Verzehren, wie vielleicht angenommen werden könnte, kommt selbstverständlich nicht in Frage; ebenso keine Auflösung des Metalls durch ätzende Absonderungen der Käfer, wie an den metallisch glänzenden Oberflächen der Spänchen zu erkennen ist.

Der Einfluß von dritten Metallen auf die Konstitution der Messinglegierungen.

II. Der Einfluß von Nickel[1].

Ein Beitrag zur Kenntnis des Dreistoffsystems Nickel-Zink-Kupfer. Mit einem Anhang über die Härte von Nickelmessinglegierungen.

Von **O. Bauer** und **M. Hansen**[2].

Da Nickel meist nicht allein, sondern gemeinsam mit anderen Metallen den Messinglegierungen zugesetzt wird[3], liegen nur wenige systematische Untersuchungen über die mechanischen Eigenschaften der reinen Nickelsondermessinge vor. Nach den Arbeiten von Guillet[4] und Smalley[1] besteht der Wert eines Nickelzusatzes (bis etwa 5%) zu den ($\alpha+\beta$)-Messinglegierungen vor allem in der Erhöhung der Dehnung, Kerbzähigkeit und (Dauer-) Schlagfestigkeit. Außerdem wird die Warmfestigkeit, der Korrosionswiderstand und die Dichtigkeit der Gußstücke erhöht, weshalb Nickelsondermessing zur Herstellung von Armaturen für überhitzten Dampf Anwendung findet.

Legierungen mit verhältnismäßig niedrigem Kupfergehalt (35 bis 50%) und Nickelgehalten von 10% und mehr zeichnen sich durch hohe Festigkeitswerte bei gleichzeitig hoher Dehnung und großem Formänderungsvermögen aus[2]. Eine eingehende Prüfung der Eigen-

[1] Erste Mitteilung: O. Bauer und M. Hansen: Der Einfluß von dritten Metallen auf die Konstitution der Messinglegierungen. I. Der Einfluß von Blei. Ein Beitrag zur Kenntnis des Dreistoffsystems Blei-Zink-Kupfer. Z. Metallkunde Bd. 21, S. 145 bis 151, 190 bis 196. 1929; Mitt. d. dtsch. Materialprüfungsanstalten, Sonderheft IX, S. 3 bis 22. 1929. Siehe dort auch den Abschnitt über den Gleichwertigkeitskoeffizienten.

[2] Original: Z. Metallkunde Bd. 21, S. 357 bis 367, 406 bis 411. 1929.

[3] M. Keinert: Gewerbliche Metallkunde. Berlin: Gebr. Borntraeger 1926.

[4] L. Guillet: Rev. Mét. Bd. 10, S. 1130 bis 1141. 1913.

[1] O. Smalley: Trans. Amer. Inst. Min. Met. Eng. Bd. 73, S. 802 bis 805. 1926. Vgl. auch Z. Metallkunde Bd. 15, S. 48 und 80. 1923.

[2] L. Guillet: Rev. Mét. Bd. 7, S. 484 bis 493. 1920.

Digitized by Google

schaften dieser Legierungen erscheint aussichtsreich und verspricht die Auffindung von Legierungen, die in ihren mechanischen Eigenschaften den komplexen Sondermessingen mindestens gleichwertig sind[1]. Die notwendige Grundlage und Voraussetzung dafür bildet aber die Kenntnis des Aufbaues dieser Legierungen.

Die Zweistoffsysteme.

a) Zink—Kupfer.

Der Ausarbeitung des Dreistoffsystems Nickel—Zink—Kupfer wurde das in Abb. 1 wiedergegebene Gleichgewichtsschaubild von Bauer und Hansen[2] zugrunde gelegt.

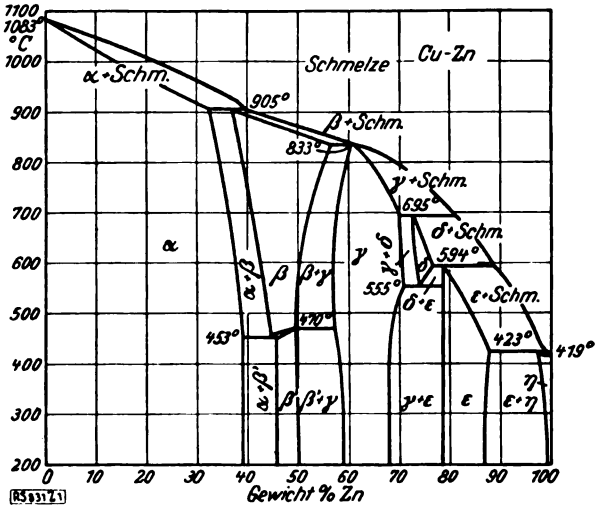


Abb. 1. Zustandschaubild der Zink-Kupferlegierungen.

b) Nickel—Kupfer.

Nach den thermischen Untersuchungen[3] über dieses System, deren Ergebnisse gut miteinander übereinstimmen, bilden Nickel und Kupfer eine lückenlose Reihe von Mischkristallen (Abb. 2). Damit in Einklang sind die mikroskopischen Beobachtungen[4] und die Ergebnisse der Röntgenanalyse[5].

Legierungen mit mehr als 68% Ni sind bei Raumtemperatur ferromagnetisch. Die Temperaturen des Verlustes und Auftretens des Ferromagnetismus liegen nach Krupkowski[1] auf einer geraden Linie, die, vom

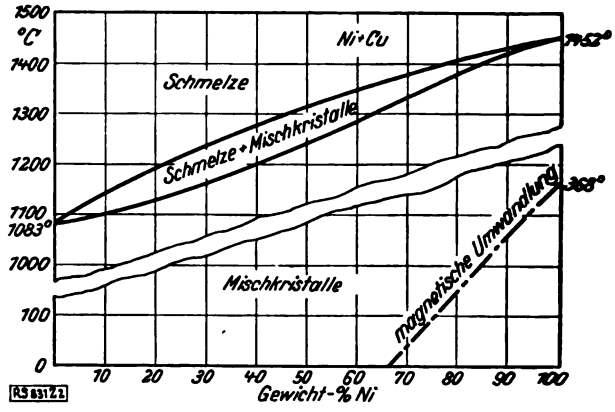


Abb. 2. Zustandschaubild der Nickel-Kupferlegierungen.

magnetischen „Umwandlungs"punkt des Nickels ausgehend, bei etwa 41,5% Ni den absoluten Nullpunkt erreicht und das ferromagnetische von dem paramagnetischen Gebiet trennt. Nach den Messungen Krupkowskis entbehrt die von Gans und Fonseca[2] auf Grund magnetischer Messungen vertretene Auffassung, daß zwischen 45% und 50% Ni eine Mischungslücke besteht, jeder Voraussetzung. Zu der Annahme einer Verbindung CuNi (48,0% Ni)[3] liegt ebenfalls keine Veranlassung vor[4].

c) Nickel—Zink.

Das Zustandschaubild des Systems Ni-Zn im Bereich von 50 bis 100% Zn wurde von V. Tafel[5] auf Grund thermischer und mikroskopischer Untersuchungen aufgestellt. Die Herstellung Ni-reicherer Schmelzen ist wegen der starken Annäherung des Siedepunktes dieser Legierungen an ihren Schmelzpunkt nicht möglich. Der annähernde Verlauf der Liquidus- und Soliduskurve zwischen 0 und 50% Zn, sowie der Sättigungsgrenze des α-Mischkristalls wurde von Tafel durch Extrapolation aus dem ternären System Ni-Zn-Cu gewonnen[6]. Das in Abb. 3 dargestellte Schaubild weicht insofern von dem von Tafel gegebenen ab, als Tafel bei der Zusammensetzung $NiZn_3$ (76,97% Zn) einen maximalen Erstarrungspunkt fand und demnach die Horizontale bei 873° für eine Eutektikale hielt. Die von Tafel gefundene Höchsttemperatur 876° liegt jedoch nur um 2 bis 4° höher, als die am häufigsten festgestellten Temperaturen der Horizontalen, so daß

[1] Vgl. auch A. C. Sturney: Met. Ind. (London) Bd. 33, S. 485 bis 488. 1928.

[2] O. Bauer und M. Hansen: Der Aufbau der Kupfer-Zinklegierungen, eine Monographie. Berlin: Julius Springer 1927. Desgl. als Sonderheft IV der Mitteilungen aus dem Materialprüfungsamt und dem Kaiser Wilhelm-Institut für Metallforschung zu Berlin-Dahlem erschienen. Daselbst ausführliche Literaturangaben. Vgl. ferner Z. Metallkunde Bd. 19, S. 423 bis 434. 1927.

[3] H. Gautier: Bull. Soc. d'Encour. Bd. 1, S. 1309 bis 1310. 1896; Comptes Rendus Bd. 123, S. 173 bis 174. 1896; C. T. Heycock und F. H. Neville: Phil. Trans. Roy. Soc. Bd. 189 (A), S. 69. 1897; W. Guertler und G. Tammann: Z. anorg. Chem. Bd. 52, S. 25 bis 29. 1907; N. S. Kurnakow und S. F. Zemczuzny: Z. anorg. Chem. Bd. 54, S. 151 bis 155. 1907; J. Russ. Phys. Chem. Ges. Bd. 39, S. 211 bis 229. 1907; V. E. Tafel: Metallurgie Bd. 5, S. 348 bis 349. 1908.

[4] W. Guertler und G. Tammann: a. a. O.; N. S. Kurnakow und S. F. Zemczuzny: a. a. O.; A. Krupkowski: Rev. Mét. Bd. 26, S. 203 bis 206. 1929.

[5] E. C. Bain: Trans. Amer. Inst. Min. Met. Eng. Bd. 68, S. 635 bis 636. 1923; E. A. Owen und G. D. Preston: Proc. Phys. Soc. London Bd. 36, S. 28 bis 29. 1923; H. Lange: Ann. Phys. Bd. 76, S. 482 bis 484. 1925; A. Sacklowski: ebenda Bd. 77, S. 260 bis 264. 1925; S. Holgersson: ebenda Bd. 79, S. 46 bis 49. 1926; L. Vegard und H. Dale: Z. Krist. Bd. 67, S. 148 bis 161. 1928; S. Pienkowski: siehe bei A. Krupkowski: Rev. Mét. Bd. 26, S. 206 bis 207. 1929.

[1] A. Krupkowski: Rev. Mét. Bd. 26, S. 131 bis 153; 193 bis 208. 1929.

[2] R. Gans und A. Fonseca: Ann. Phys. Bd. 61, S. 742 bis 752. 1920.

[3] P. Chevenard: Chaleur et Ind. Bd. 4 Juli 1923; J. Inst. Metals Bd. 36, S. 53 bis 62. 1926.

[4] A. Krupkowski: a. a. O.

[5] V. E. Tafel: Metallurgie Bd. 4, S. 781 bis 785. 1907; Bd. 5, S. 413 bis 414, 428 bis 430. 1908.

[6] Die Extrapolation ergibt ein Bild von der Form, die dieser Teil des Schaubildes haben würde, wenn die Legierungen unter Atmosphärendruck darstellbar wären.

Digitized by Google

mit mindestens gleicher Berechtigung eine Peritektikale anzunehmen ist[1], zumal das von Tafel als Eutektikum angesehene Gefüge der Legierung mit 72,5% Zn unzweifelhaft ein Entmischungsgefüge ist. Durch den in Abb. 3 hypothetisch eingezeichneten Verlauf der Grenze der Ni-reichen γ-Mischkristalle ist diesem letzteren Umstand Rechnung getragen[2]. Die sich in den Legierungen mit weniger als 60% Zn nach beendeter Erstarrung abspielenden Vorgänge sind ebenfalls rein hypothetisch gedeutet. Nach den von Tafel über die Reaktion bei 780° gefundenen Daten[3] nimmt Bornemann[4] „mit größtem Vorbehalt" die Bildung der Verbindung NiZn (52,70% Zn) nach der Gleichung $\alpha + \beta \rightleftarrows$ NiZn an, während Guertler[5] eine polymorphe

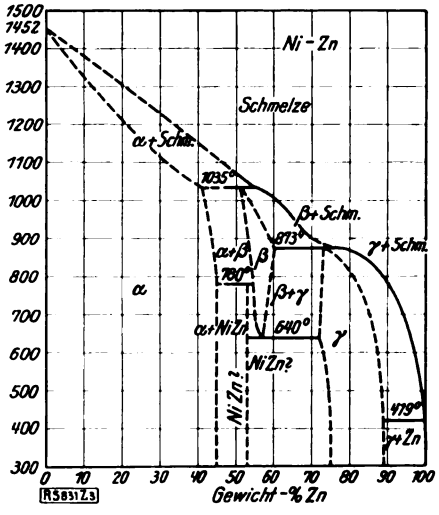


Abb. 3. Zustandschaubild der Nickel-Zinklegierungen.

Umwandlung der Kristallart NiZn, die sich nach seiner Vermutung bei 1035° durch die peritektische Reaktion $\alpha +$ Schmelze $\rightleftarrows$ NiZn bilden soll, für möglich hält. Die erstere Deutung erscheint als die zwanglosere.

Der Teil des Zustandschaubildes zwischen 0 und 20% Ni wurde von Voß[6] — von geringeren Unterschieden in quantitativer Hinsicht abgesehen — bestätigt. Der Schmelzpunkt des Zinks wird nur außerordentlich wenig erniedrigt, was auch in Übereinstimmung mit den älteren Messungen von Heycock und Neville[7] steht. Die Horizontale bei etwa 419° ist also eine Eutektikale, die bis etwa 11% Ni reicht. Nach Peirce[1] ist der eutektische Punkt zwischen 0,12 und 0,25% Ni zu suchen. Für die von Vigouroux und Bourbon[2] angenommenen Verbindungen $NiZn_4$ (81,67% Zn) und Ni_3Zn (27,08% Zn) und die von Charrier[3] vermutete Verbindung $NiZn_9$ (90,93% Zn) fehlt im Zustandschaubild jede Voraussetzung.

Neuerdings hat Hafner[4] den Aufbau der Nickel-Zinklegierungen thermisch und mikroskopisch untersucht. Die Arbeit kann jedoch keinen Anspruch machen, die Lösung der noch offenen Fragen gebracht zu haben, da der größte Teil der von Hafner angenommenen Kurven nicht hinreichend experimentell gestützt ist und das entworfene Schaubild (Abb. 4) zum Teil in Widerspruch zu den Gesetzen der heterogenen Gleichgewichtslehre steht. Auf eine nähere Besprechung der Hafnerschen Arbeit muß in diesem Zusammenhang verzichtet werden.

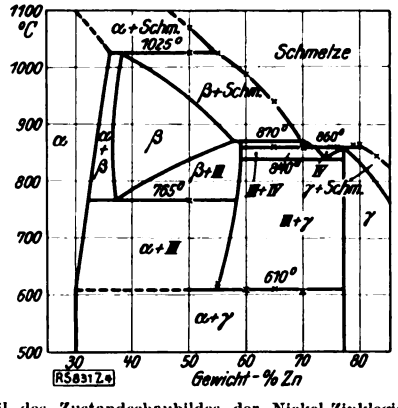


Abb. 4. Teil des Zustandschaubildes der Nickel-Zinklegierungen nach Hafner, mit den von Hafner gefundenen thermischen Daten (×)

Frühere Untersuchungen über das Dreistoffsystem[5].

Tafel[6] hat das ganze Dreistoffsystem thermisch untersucht. Es wurden Schnitte für konstante Kupfergehalte von 86,7, 80,0, 73,3, 67,7, 60,0, 53,3% usw. und für konstante Nickelgehalte von 6,7, 13,3, 20,0, 26,7, 33,3% usw. durch das Konzentrations-Temperaturmodell gelegt und mit Hilfe von Abkühlungskurven[7] die Temperaturen des Beginns und des Endes der Erstarrung, sowie der Reaktion zwischen Kristallen und Schmelze bestimmt. Die Gleichgewichtsverhältnisse nach beendeter Erstarrung wurden nicht untersucht.

Zur Bewertung der Tafelschen Ergebnisse sind folgende Angaben von Tafel unerläßlich. Da sich herausstellte, daß die Ni-Zn-Cu-Legierungen zum Teil stark seigern, „ergab ein auf Grund der Analysenergebnisse konstruiertes Raumschaubild ein ganz unmögliches und offenbar falsches Bild, so daß von einer Verwertung

[1] Die Liquiduskurve und die Horizontale werden im Bereich von 73 bis 79% sehr nahe beieinander liegen, so daß die beiden thermischen Effekte — wie auch aus Tafels Angaben zu entnehmen ist — nur schwer getrennt beobachtet werden können.

[2] Damit in Übereinstimmung ist die Tatsache, daß Tafel auf den Abkühlungskurven der Legierungen mit 70 bis 77% Zn keine Haltepunkte bei 640° fand.

[3] Das Gefüge einer oberhalb 780° abgeschreckten und einer langsam erkalteten Legierung zeigte allerdings keine Unterschiede nach Tafel.

[4] K. Bornemann: Metallurgie Bd. 7, S. 94 bis 95. 1910, und: Die binären Metallegierungen. Halle a. S.: W. Knapp 1909.

[5] W. Guertler: Metallographie Bd. 1, S. 445 bis 452. Berlin: Gebr. Borntraeger 1912.

[6] G. Voss: Z. anorg. Chem. Bd. 57, S. 67 bis 69. 1908.

[7] C. T. Heycock und F. H. Neville: J. Chem. Soc. Bd. 71, S. 403. 1897.

[1] W. M. Peirce: Trans. Amer. Inst. Min. Met. Eng. Bd. 68, S. 776 bis 777. 1923.

[2] E. Vigouroux und A. Bourbon: Bull. Soc. Chim. France Bd. 9, S. 873. 1911.

[3] P. Charrier: C. r. Assoc. Sci. Bd. 47, S. 330 bis 333. 1924.

[4] H. Hafner: Doktorarbeit. Freiberg i. Sa. 1927.

[5] Es werden nur die Arbeiten berücksichtigt, in denen die Konstitution der ternären Ni-Zn-Cu-Legierungen ohne einen absichtlich zugesetzten Gehalt an anderen Metallen untersucht wurde.

[6] V. E. Tafel: Metallurgie Bd. 5, S. 414 bis 428. 1908.

[7] Die Einwaage der Schmelzen betrug 30 g.

Digitized by Google

desselben im weiteren Verlauf der Arbeit abgesehen werden mußte. Es mußte also die Zusammensetzung der Schmelzen aus der Einwaage und Auswaage berechnet werden. Eine eingetretene Gewichtsverminderung wurde der Verdampfung von Zink zugeschrieben. Auf Grund der so gewonnenen Werte konnte ein befriedigendes Raumschaubild konstruiert werden."

In den Abb. 5 bis 11 sind einige der von Tafel gezeichneten Schnittschaubilder wiedergegeben, die für konnten nur in wenigen Fällen thermisch festgestellt werden. Die Temperaturen dieser Reaktionen entsprechen sicher nicht Gleichgewichtszuständen.

Die Schnittschaubilder für konstante Kupfergehalte (Abb. 8 bis 11) lassen den steilen Anstieg der Temperaturen des Beginns der Erstarrung vom Zn-Cu-System zum Ni-Cu-System und die Verschiebung der peritektischen Reaktion mit fallendem Kupfergehalt (d. h. von Abb. 8 nach Abb. 11) zu höheren Nickelgehalten erkennen.

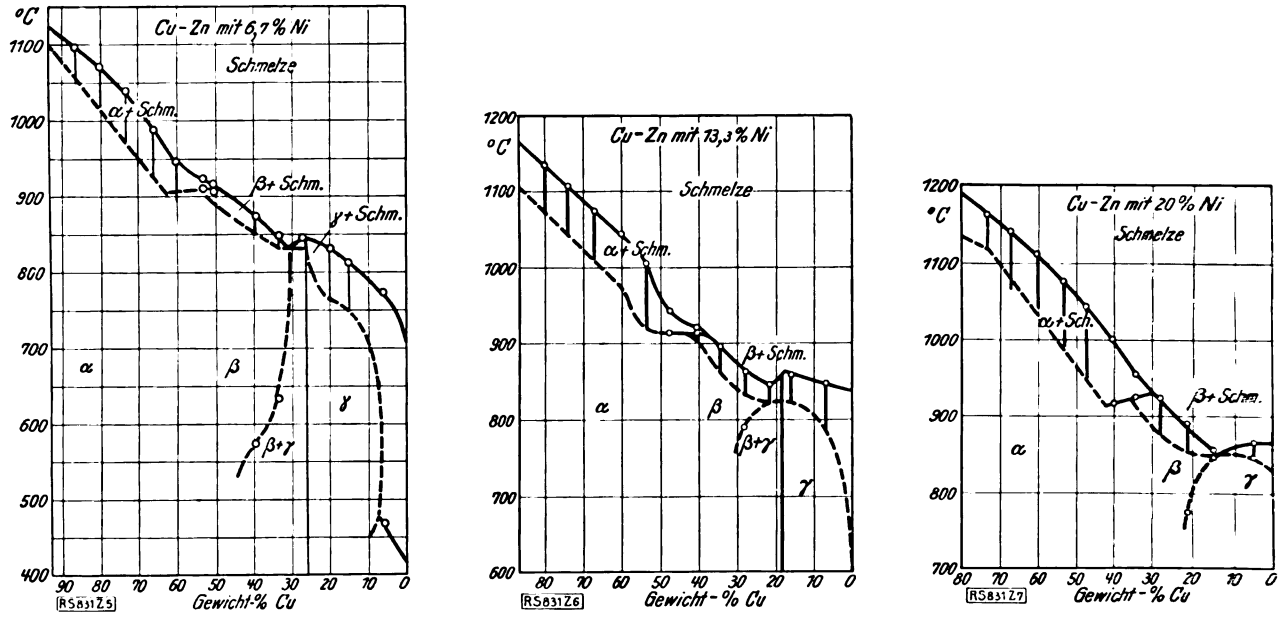


Abb. 5 bis 7. Schnittschaubilder für konstanten Nickelgehalt (nach V. Tafel).

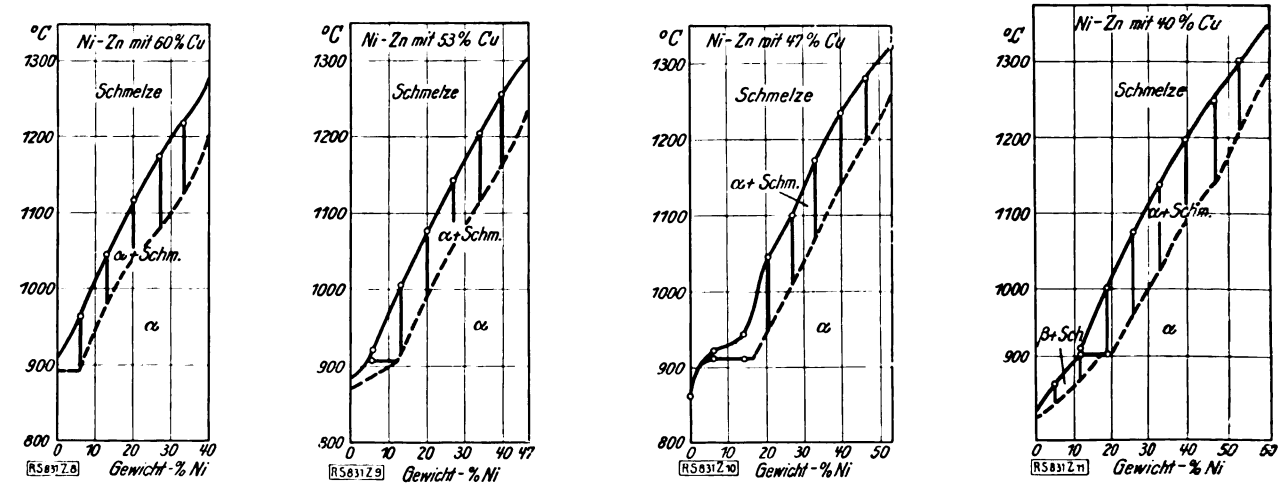


Abb. 8 bis 11. Schnittschaubilder für konstanten Kupfergehalt (nach V. Tafel).

das Verständnis der Ausführungen im Abschnitt „Eigene Untersuchungen" notwendig sind. Den eingezeichneten Kreisen entsprechen Knicke auf den Abkühlungskurven.

Aus den Schnittschaubildern für konstante Nickelgehalte (Abb. 5 bis 7) geht hervor, daß die peritektische Reaktion des Zn-Cu-Systems α + Schmelze $\rightleftarrows \beta$ (bei 905 °) durch Nickelzusatz nur wenig zu höheren Temperaturen und mit zunehmendem Nickelgehalt stark zu kupferärmeren Konzentrationen verschoben wird. Die Temperaturen des Endes der Erstarrung sind durch einen gestrichelten Kurvenzug miteinander verbunden. Die zu erwartenden Reaktionen im festen Zustande

In Abb. 12 ist die Projektion ABCDA der von Tafel angegebenen Fläche der peritektischen Reaktion α + Schmelze $\rightleftarrows \beta$ auf die Konzentrationsebene wiedergegeben. Diese Fläche stellt ein schmales Band dar, das sich im Konzentrations-Temperaturraum vom Zn-Cu-System (905 °) zum Ni-Zn-System (1035 °) erstreckt und mit zunehmendem Nickelgehalt zunächst gering (Abb. 5 bis 7), bei Nickelgehalten über etwa 30% jedoch stärker ansteigt.

Den Verlauf der nach den peritektischen Reaktionen β + Schmelze $\rightleftarrows \gamma$ im Zn-Cu-System (bei 833 °) und im Ni-Zn-System (bei 873 °) zu erwartenden Fläche hat Tafel nicht festgestellt. Die Projektion EFGHE

Digitized by Google

dieser Reaktionsfläche auf die Konzentrationsebene ist in Abb. 12 angedeutet.

Die im System Ni-Zn (Abb. 3) im festen Zustande auftretenden Reaktionen bei 780° (Bildung der Verbindung NiZn aus α- und β-Kristallen) und 640° (eutektoidischer Zerfall der β-Mischkristalle in NiZn und γ) werden auch in einem gewissen Konzentrationsgebiet der Dreistofflegierungen vor sich gehen. Die von Tafel gefundenen thermischen Effekte reichen jedoch bei weitem nicht aus, den Verlauf der Umwandlungsflächen annähernd festzulegen und die Natur der Umwandlungen aufzuklären. Eine eingehende Darstellung der von Tafel gegebenen Deutungen erübrigt sich daher in diesem Zusammenhang[1].

Der Einfluß von Nickelzusätzen auf das Gefüge der Messinglegierungen wurde von Guillet[2] untersucht. In der ersten Untersuchung wurden 2 Reihen von Legierungen mit konstanten Kupfergehalten von im Mittel 49,4 und 55,2% und steigenden Nickelgehalten von 0,5,

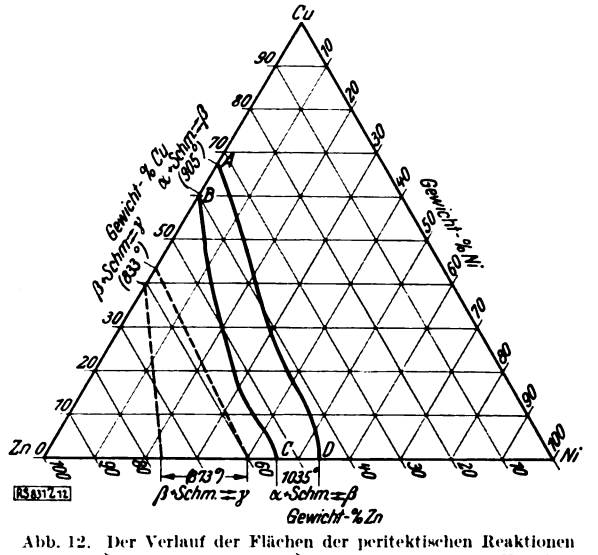


Abb. 12. Der Verlauf der Flächen der peritektischen Reaktionen α + Schmelze $\rightleftarrows \beta$ und β + Schmelze $\rightleftarrows \gamma$ im Dreistoffsystem Ni – Zn – Cu.

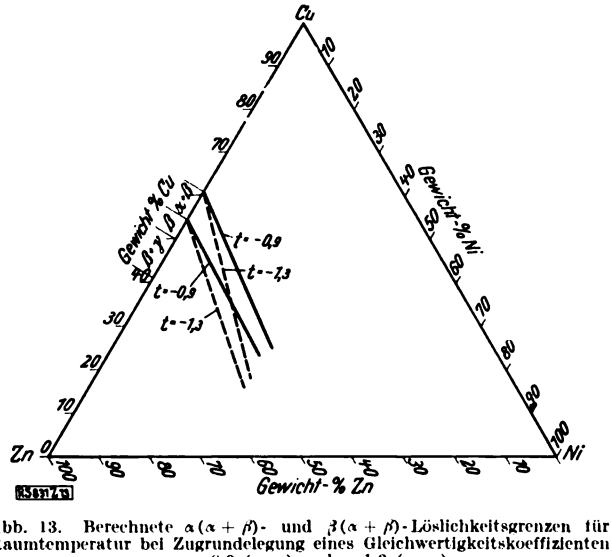


Abb. 13. Berechnete $\alpha(\alpha+\beta)$- und $\beta(\alpha+\beta)$-Löslichkeitsgrenzen für Raumtemperatur bei Zugrundelegung eines Gleichwertigkeitskoeffizienten von – 0,9 (——) und – 1,3 (- - - -).

1,0, 2,0, 5,0 und 10,0% hergestellt (Kokillenguß) und zwecks Feststellung des Gleichwertigkeitskoeffizienten[3] 2 St. bei 750° geglüht und darauf mikroskopisch geprüft. Der Gleichwertigkeitskoeffizient wurde zu etwa —1,3 ermittelt[4]. Der scheinbare Kupfergehalt einer Dreistofflegierung ist also größer als der tatsächliche: das $(\alpha+\beta)$-Gebiet der Zink-Kupferlegierungen wird zu kupferärmeren Konzentrationen verschoben.

In der zweiten Arbeit wurden die Gefügeuntersuchungen auf kupferärmere Legierungen mit Nickelgehalten zwischen 10 und etwa 30% ausgedehnt. Dabei stellte sich heraus, daß unter Zugrundelegung des mittleren Gleichwertigkeitskoeffizienten von —1,3 die Abweichungen zwischen berechnetem und mikroskopisch bestimmtem scheinbaren Kupfergehalt sehr groß werden können; bei einigen Legierungen ist der berechnete scheinbare Kupfergehalt um mehr als 15% Cu größer als der mikroskopisch bestimmte. Berechnet man den Gleichwertigkeitskoeffizienten aus den jeweils bestimmten scheinbaren Kupfergehalten, so erhält man Werte, die zwischen —0,9 und —1,2 schwanken, und zwar ist der Gleichwertigkeitskoeffizient um so kleiner, je niedriger der Kupfergehalt der Legierung ist. Es ist klar, daß die Verwendung eines derartig wechselnden Koeffizienten als Handhabe für die Auffindung des mutmaßlichen Gefüges eines Nickelmessings wertlos ist.

Berechnet man die dem Gleichwertigkeitskoeffizienten zugrunde liegenden α $(\alpha+\beta)$- und β $(\alpha+\beta)$-Löslichkeitsisothermen (für Raumtemperatur) mit Hilfe der Koeffizienten —0,9 und —1,3, so erhält man die in Abb. 13 gezeichneten Geraden. Man sieht, daß die beiden zueinandergehörigen Grenzlinien stark konvergieren. Der Grund für die Unzulänglichkeit eines gleichen und über ein größeres Konzentrationsgebiet konstanten Gleichwertigkeitskoeffizienten ist also darin zu suchen, daß in Wirklichkeit die Löslichkeitsisothermen nicht konvergieren, und daß sie keine geraden Linien sind. Bei kleinen Nickelzusätzen ist die durch den Gleichwertigkeitskoeffizienten ausgedrückte Beziehung zwischen scheinbarem und tatsächlichem Kupfergehalt nur deshalb erfüllt, weil hier die Löslichkeitsisothermen in erster Annäherung als gerade Linien aufzufassen sind und die Konvergenz der Geraden noch keine so große Rolle spielt, wie bei höheren Nickelgehalten.

In der Abb. 14 haben wir die Zusammensetzungen der von Guillet untersuchten Legierungen in die Konzentrationsebene des Dreistoffsystems eingetragen und das Ergebnis der Guilletschen Gefügebeobachtungen durch verschiedene Zeichen dargestellt. Die gestrichelt gezeichneten Linien sind die danach sich ergebenden Grenzkurven zwischen dem β- und $(\alpha+\beta)$- und dem α- und $(\alpha+\beta)$-Gebiet. Diese Kurven können nur den annähernden Verlauf der Grenzen wiedergeben, da die

[1] Siehe den Teil „Eigene Untersuchungen" dieser Arbeit.

[2] L. Guillet: Rev. Mét. Bd. 10, S. 1130 bis 1141. 1913; Bd. 17, S. 484 bis 493. 1920; Bd. 22, S. 383 bis 394. 1925.

[3] O. Bauer und M. Hansen: Z. Metallkunde Bd. 21, S. 146. 1929; Mitt. d. dtsch. Materialprüfungsanstalten, Sonderheft IX, S. 3. 1929.

[4] Der mit Hilfe dieses mittleren Koeffizienten berechnete scheinbare Kupfergehalt ist in manchen Fällen um 4,5 bis 5% Cu kleiner als der von Guillet an den hergestellten ternären Legierungen mikroskopisch bestimmte.

Digitized by Google

von Guillet angewendete Wärmebehandlung nicht eindeutig definiert ist und sicher nicht zum Gleichgewichtzustand geführt hat[1].

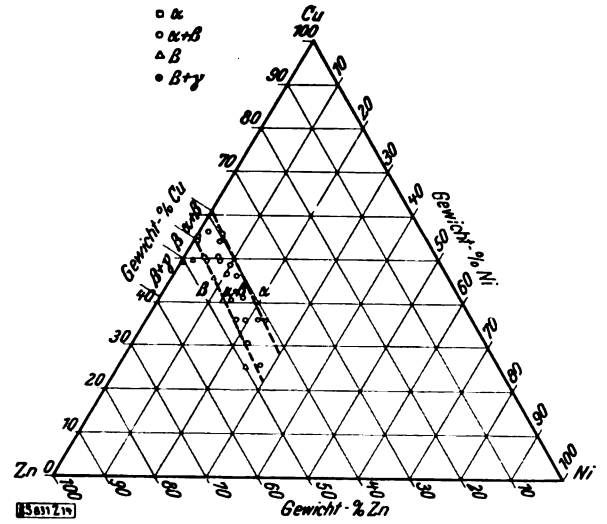


Abb. 14. Das Ergebnis der Gefügeuntersuchungen von Guillet an Ni-Zn-Cu-Legierungen (1913, 1920).

In einer dritten Arbeit berichtet Guillet über Untersuchungen an 3 Legierungen, deren Zusammensetzungen in Zahlentafel 1 wiedergegeben sind.

Zahlentafel 1. Zusammensetzung der von Guillet untersuchten Legierungen.

Leg. Nr.	% Cu	% Ni	% Zn	% Pb	% Fe
I (Kokillenguß) .	33,16	25,97	39,82	0,1	0,91
II (Sandguß) . . .	40,70	23,83	35,05	Spuren	0,34
III (Sandguß) . . .	25,55	31,31	42,44	„	0,39

Die Legierungen I und II, die nach Abb. 14 in das Gebiet der α-Mischkristalle fallen, bestehen im gegossenen und bei 850° abgeschreckten Zustand aus Mischkristallen. Nach langsamem Erkalten beobachtete Guillet jedoch ein eutektoidähnliches Gefüge. Die Legierung III[2], die nach Abb. 14 aus α- und β-Kristallen aufgebaut sein muß, besteht nach der Guilletschen Auslegung der Gefügebilder im geglühten Zustand (?) aus 2 Bestandteilen (offenbar sind die α- und β-Kristallarten gemeint), „die durch Anhäufungen einer dritten Kristallart voneinander getrennt sind.“ Die langsam erkalteten Proben zeigten eigenartige „nadelige“ Gefügeausbildung[3].

In Anschluß an die Arbeiten Guillets untersuchte Ostroga[4] die in Zahlentafel 2 angegebenen Legierungen, deren Zusammensetzungen nach Abb. 14 in das $(\alpha+\beta)$-Gebiet fallen, was durch die Gefügebilder bestätigt wird[5].

Zahlentafel 2. Zusammensetzung der von Ostroga untersuchten Legierungen.

Leg.	% Cu	% Ni	% Zn	% Pb
A	50,42	6,25	42,90	0,17
B	44,70	10,34	44,10	0,21
C	39,65	14,75	45,20	0,17

Zur Prüfung von Guillets Ergebnissen hinsichtlich des Gefüges der Nickelmessinge und des Gleichwertigkeitskoeffizienten des Nickels untersuchten Price und Grant[1,2] eine große Anzahl Legierungen, deren Zusammensetzungen (Analysenwerte) der Abb. 15 zu entnehmen sind. Die Legierungen wurden — soweit möglich — gewalzt und darauf 3 St. bei 600° bzw. 800° geglüht und abgeschreckt. Die mikroskopische Prüfung führte zur Festlegung der in der Abb. 15 und 16 wiedergegebenen $\alpha(\alpha+\beta)$- und $\beta(\alpha+\beta)$-Löslichkeitsisothermen.

Nach Price und Grant schwankt der Gleichwertigkeitskoeffizient zwischen den Werten —0,91 und —1,33. Bei Verwendung des Mittelwertes —1,1 erhält man den scheinbaren Kupfergehalt der bei 800° bzw. 600° aus α- und β-Kristallen bestehenden Ni-Zn-Cu-Legierungen mit einiger Genauigkeit.

Smalley[3] veröffentlichte einige Gefügebilder von gegossenen Ni-Zn-Cu-Legierungen mit konstantem Cu-Gehalt von 59% und steigenden Nickelgehalten von 1, 2 und 4%, aus denen hervorgeht, daß die Menge der β-Kristalle mit zunehmendem Nickelgehalt sehr stark abnimmt (vgl. Abb. 14).

Faßt man die Ergebnisse der bisherigen Untersuchungen über den Aufbau der Nickelmessinge zusammen, so ist zu sagen, daß

1. durch die Arbeit von Tafel die Erstarrungsverhältnisse in den Ni-Zn-Cu-Legierungen aufgeklärt sind, und

2. nach der Arbeit von Price und Grant die Löslichkeitsisothermen für 800° und 600° bekannt sind.

Die vorliegende Untersuchung hatte sich vornehmlich mit der Festlegung der von dem Zn-Cu-System ausgehenden $\alpha(\alpha+\beta)$- und $\beta(\alpha+\beta)$-Löslichkeitsflächen durch Ausarbeitung von Vertikalschnittschaubildern zu befassen. Erst die Kenntnis der Löslichkeitsänderungen mit der Temperatur gestattet einen Einblick in die möglichen Gefügeänderungen der ternären Nickelmessinge.

Die Lage des untersuchten Konzentrationsbereiches abcd im ternären System geht aus Abb. 17 hervor. Man sieht, daß die Zusammensetzungen der meisten tech-

[1] Der der $\beta(\alpha+\beta)$-Grenzkurve entsprechende Gleichwertigkeitskoeffizient würde etwa —0,95 sein.

[2] Der scheinbare Kupfergehalt dieser aus α- und β-Kristallen bestehenden Legierung ist nach Guillet 92,6% (!) ($t = -1{,}3$).

[3] Das von uns ausgearbeitete Zustandsschaubild gestattet eine einwandfreie Deutung der Guilletschen Gefügebilder (vgl. den Teil „Eigene Untersuchungen“).

[4] F. M. Ostroga: Rev. Mét. Bd. 22, S. 776 bis 786. 1925.

[5] Guillet und Ostroga haben mit den in den Zahlentafeln 1 und 2 angegebenen Legierungen teils Differential-Erhitzungs- und Abkühlungskurven, teils Dilatometerkurven aufgenommen, aus denen hervorgehen dürfte, daß es sich bei den im festen Zustande auftretenden Reaktionen nur um Löslichkeitsänderungen handeln kann. Wegen der großen Abhängigkeit derartiger Vorgänge (Ausscheidung bzw. Lösung einer Kristallart) vom Wärmefluß ist eine Bestimmung der Gleichgewichtstemperaturen auf thermischem und dilatometrischem Wege nicht möglich.

[1] W. B. Price und C. G. Grant: Trans. Amer. Inst. Min. Met. Eng. Bd. 70, S. 328 bis 341. 1924.

[2] Von dieser Arbeit erhielten wir erst nach Abschluß unserer experimentellen Arbeiten Kenntnis.

[3] O. Smalley: Trans. Amer. Inst. Min. Met. Eng. Bd. 73, S. 802 bis 805. 1926.

Digitized by Google

nischen Neusilberlegierungen (innerhalb mnop) außerhalb dieses Gebietes und weit innerhalb des α-Mischkristallgebietes liegen.

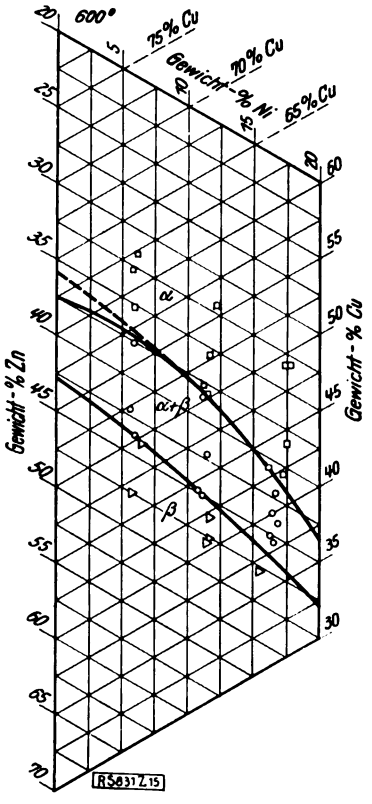


Abb. 15. Die $\alpha(\alpha+\beta)$- und $\beta(\alpha+\beta)$-Grenzkurven bei 600° im System Ni–Zn–Cu nach Price und Grant, 1924.

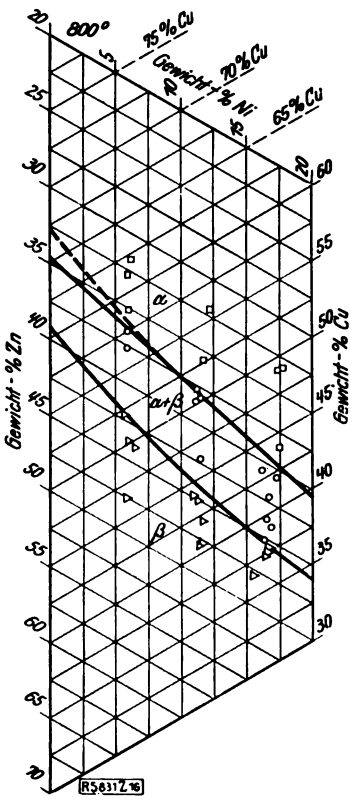


Abb. 16. Die $\alpha(\alpha+\beta)$- und $\beta(\alpha+\beta)$-Grenzkurven bei 800° im System Ni–Zn–Cu nach Price und Grant, 1924.

Zeichenerklärung wie Abb. 14.

Eigene Untersuchungen.

a) Experimentelles[1].

Die für die Feststellung der Gleichgewichtskurven nach dem Abschreckverfahren verwendeten Legierungen wurden aus reinstem Zink „Kahlbaum"[2], Elektrolytkupfer[3] und Elektrolytnickel[3] in Porzellantiegeln unter einer Boraxdecke erschmolzen und zu Vierkantstäben von 12×12 mm Querschnitt in eine schwach vorgewärmte Eisenkokille von 15 mm Wanddicke vergossen. 0,5% Zn wurden bei der Einwaage (200 g) als Abbrand in Rechnung gesetzt.

Die Glühungen wurden in horizontalen Röhrenöfen ohne Anwendung einer neutralen oder reduzierenden Atmosphäre ausgeführt[4] (Wärmebehandlungen vgl. Zahlentafel 6). Bei längerer Glühdauer war eine Temperaturkonstanz von etwa ±2° bis ±5° durch Anwendung eines Temperaturreglers gewährleistet. Zur Temperaturmessung dienten Platin/Platin-Rhodium-Thermoelemente.

Die Abkühlungskurven (Zeit-Temperaturkurven) wurden durch subjektive Beobachtung am Millivoltmeter aufgenommen; die Schmelze wurde dabei im Ofen erkalten gelassen.

In allen gegossenen Legierungen wurde der Nickel- und Kupfergehalt bestimmt. Da der ausschließlich an der Oberfläche auftretende Zinkverlust bei kurzer Glühdauer nur sehr gering ist[1], wurden die Proben nach der Wärmebehandlung nicht abermals analysiert. Die mikroskopische Prüfung wurde überdies auf einer Fläche ausgeführt, die mindestens 2 mm unterhalb der Oberfläche lag.

Zum Entwickeln des Feingefüges der Schliffe dienten ammoniakalische Kupferammoniumchloridlösung, 20proz. Ammoniumpersulfatlösung und salzsaure Eisenchloridlösung.

b) Thermische Untersuchung.

Thermische Untersuchungen wurden nur in sehr geringem Umfang ausgeführt, da die Erstarrungsvorgänge in den Dreistofflegierungen des Systems Ni-Zn-Cu durch die Arbeit von Tafel bekannt sind. Vor allem kam es darauf an, über die Größe des Temperaturintervalles, innerhalb dessen die peritektische Umsetzung zwischen α-Kristallen und Schmelze unter Bildung von β-Kristallen stattfindet, Aufschluß zu bekommen. Zur Vervollständigung der mit Hilfe mikro-

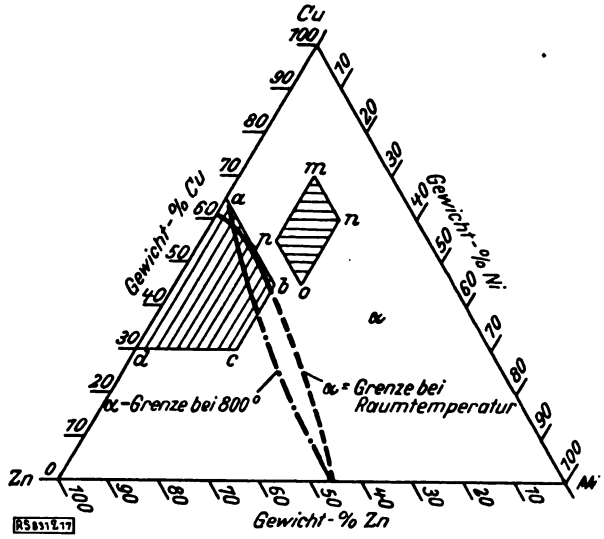


Abb. 17. Die Lage des ausgearbeiteten Gebietes *abcd* im Konzentrationsdreieck. *mnpo* ist das Gebiet der Neusilberlegierungen. Legierungen, deren Zusammensetzungen in das Gebiet rechts von der α-Grenze fallen, bestehen aus α-Mischkristallen.

[1] Ein Teil der experimentellen Arbeiten lag in Händen von Frl. Irmgard Gabrich, Metallographin, der für ihre Mitarbeit gedankt sei.

[2] Für die Herstellung der Legierungen 3850 bis 34200 (Zahlentafel 5) wurde ein etwas weniger reines Zink (Zink I von Kahlbaum) verwendet, wodurch der Eisengehalt dieser Legierungen etwas erhöht ist.

[3] Der Mansfeld A.-G. für Bergbau und Hüttenbetrieb, Eisleben, und der Berg-Heckmann-Selve A.-G. Zweigniederl. Basse & Selve, Altena i. Westf., sei auch an dieser Stelle für die kostenlose Überlassung des Kupfers bzw. Nickels bestens gedankt.

[4] O. Bauer und M. Hansen: Der Aufbau der Kupfer-Zinklegierungen. S. 85. Berlin: Julius Springer 1927; ferner Z. Metallkunde Bd. 21, S. 424. 1927.

[1] O. Bauer und M. Hansen: Der Aufbau der Kupfer-Zinklegierungen. S. 91, 94, 96f., 99, 103, 106, 108f., 111f., 115. Berlin: Julius Springer 1927.

Digitized by Google

skopischer Untersuchungen ausgearbeiteten Schnittdiagramme für konstante Nickelgehalte von 5% und 10% wurden von den in Zahlentafel 3 angeführten Schmelzen (100 g Einwaage) Abkühlungskurven aufgenommen.

Zahlentafel 3.
Sollzusammensetzung der Legierungen des Systems Ni-Zn-Cu für die thermische Untersuchung.

Leg.	% Ni	% Zn	% Cu	Leg.	% Ni	% Zn	% Cu	Leg.	% Ni	% Zn	% Cu
6150	5,0	34,0	61,0	5450	5,0	41,0	54,0	51400	10,0	36,0	54,0
6050	5,0	35,0	60,0	5250	5,0	43,0	52,0	52100	10,0	38,0	52,0
5850	5,0	37,0	58,0	4050	5,0	55,0	40,0	50100	10,0	40,0	50,0
5650	5,0	39,0	56,0	3850	5,0	57,0	38,0	48100	10,0	42,0	48,0
5550	5,0	40,0	55,0	3650	5,0	59,0	36,0	46100	10,0	44,0	46,0

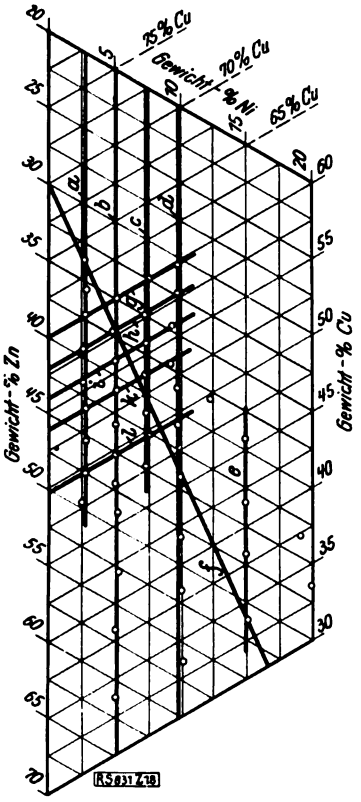


Abb. 18. Die Lage der Legierungen und Schnitte in der Konzentrationsebene.

Das Ergebnis der thermischen Analyse ist der Zahlentafel 4 und den Abb. 20 und 22 zu entnehmen. Daraus geht — in Übereinstimmung mit den Bestimmungen von Tafel — hervor, daß die peritektische Umsetzung bei Temperaturen beginnt, die sich nur wenig von der entsprechenden Temperatur im Zn-Cu-System (905°) unterscheiden. Zunehmender Ni-Gehalt erhöht die peritektische Temperatur. Die Reaktion erfolgt in einem sehr engen Temperaturbereich; die Abkühlungskurven zeigen eine haltepunktartige Verzögerung.

c) Die Schnittschaubilder.

Die Ausarbeitung des in Abb. 17 angedeuteten Konzentrationsbereiches abcd des Dreistoffsystems erfolgte mit Hilfe mehrerer Schnitte für konstante Nickelgehalte von 2,5%, 5%, 7,5%, 10% und 15%. Innerhalb dieser Schnitte nimmt der Kupfergehalt um gleiche Beträge ab, so daß sich die gewonnenen Ergebnisse auch als

Zahlentafel 4. Thermische Werte für die Erstarrung der Legierungen im System Ni-Zn-Cu.

Leg.	Temperatur in ° C: des Beginns der Erstarrung	des Beginns der Reaktion α + Schmelze $\rightleftarrows \beta$	des Endes der Reaktion α + Schmelze $\rightleftarrows \beta$	des Endes der Erstarrung
6150	954	902	900	900
6050	945	902	901	901
5850	925	901	895	895
5650	913	907	904	904
5550	906	—	—	897
5450	901	—	—	894
5250	893	—	—	876
4050	859	—	—	848
3850	853	—	—	842
3650	847	842[1]	839[1]	839
54100	960	901	895	895
52100	951	912	910	910
50100	939	912	908	908
48100	921	913	?	?
46100	911	—	—	899

Schnitte für konstante Kupfergehalte auswerten lassen. Die Zusammensetzungen der Legierungen sind in Zahlentafel 5 angegeben; ihre Lage, sowie die der in den Abb. 19 bis 26 wiedergegebenen Schnitte a bis l in der Konzentrationsebene zeigt Abb. 18. Die Zusammensetzung der Legierungen weicht nur in sehr wenigen Fällen etwas stärker von der beabsichtigten Zusammensetzung ab. Die Abweichung von den Nickel- bzw. Kupfermittelwerten, für die die Schnittschaubilder gezeichnet wurden, ist meist kleiner als $\pm 0.2\%$.

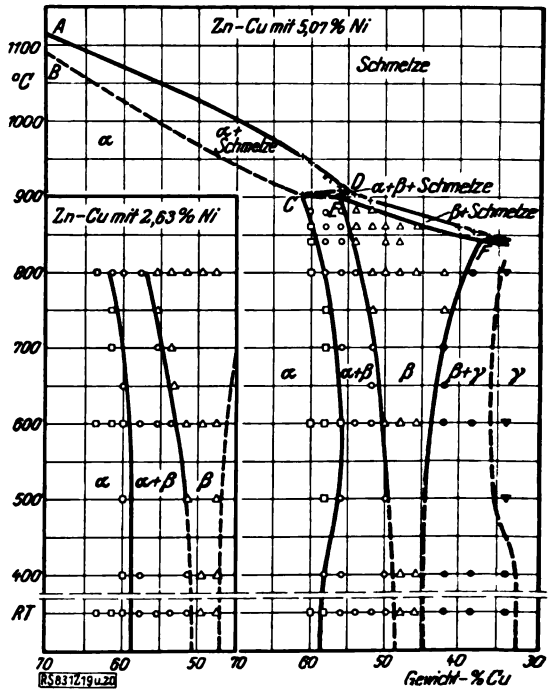


Abb. 19 und 20. Schnittschaubilder für konstanten Nickelgehalt von 2,63% (Schnitt a) und 5,07% (Schnitt b).

Die in den Schnittschaubildern eingezeichneten Zustandspunkte wurden durch mikroskopische Prüfung geglühter und darauf abgeschreckter Probestücke gewonnen. Die Wärmebehandlungen sind der Zahlentafel 6 zu entnehmen.

[1] Diese Temperatur entspricht der Reaktion β + Schmelze $\rightleftarrows \gamma$.

Digitized by Google

Zahlentafel 5. Zusammensetzung der gegossenen Legierungen.

Nr.	Leg.	Beabsichtigte Zusammensetzung			Analyse				Nr.	Leg.	Beabsichtigte Zusammensetzung			Analyse			
		% Ni	% Zn	% Cu	% Fe	% Ni	% Cu	% Zn (Diff.)			% Ni	% Zn	% Cu	% Fe	% Ni	% Cu	% Zn (Diff.)
1	6425	2,5	33,5	64,0	0,03	2,60	63,58	33,79	23	5025	2,5	47,5	50,0	0,03	2,58	49,74	47,65
2	6225	2,5	35,5	62,0	0,03	2,80	61,49	35,68	24	5050	5,0	45,0	50,0	0,03	5,02	49,66	45,29
3	6025	2,5	37,5	60,0	0,03	2,59	59,98	37,40	25	5075	7,5	42,5	50,0	0,03	7,61	49,71	42,65
4	6050	5,0	35,0	60,0	0,03	5,13	59,85	34,99	26	50100	10,0	40,0	50,0	0,03	9,73	49,28	40,96
5	6075	7,5	32,5	60,0	0,03	7,51	59,90	32,56	27	50125	12,5	37,5	50,0	0,03	12,27	49,65	38,05
6	60100	10,0	30,0	60,0	0,03	9,70	59,82	30,45	28	4825	2,5	49,5	48,0	0,03	2,51	47,71	49,75
7	5825	2,5	39,5	58,0	0,03	2,52	57,83	39,60	29	4850	5,0	47,0	48,0	0,03	5,02	47,75	47,20
8	5850	5,0	37,0	58,0	0,03	4,77	57,93	37,27	30	4875	7,5	44,5	48,0	0,03	7,33	47,73	44,91
9	5875	7,5	34,5	58,0	0,03	7,31	57,81	34,85	31	48100	10,0	42,0	48,0	0,03	9,54	47,31	43,12
10	58100	10,0	32,0	58,0	0,03	9,75	57,88	32,34	32	4650	5,0	49,0	46,0	0,03	5,25	45,68	49,04
11	5625	2,5	41,5	56,0	0,03	2,63	55,63	41,71	33	46100	10,0	44,0	46,0	0,03	9,79	45,83	44,35
12	5650	5,0	39,0	56,0	0,03	5,01	55,85	39,11	34	46150	15,0	39,0	46,0	0,03	14,91	45,66	39,40
13	5675	7,5	36,5	56,0	0,03	7,37	55,79	36,81	35	4250	5,0	53,0	42,0	0,03	5,34	41,78	52,85
14	56100	10,0	34,0	56,0	0,03	9,36	56,02	34,59	36	42100	10,0	48,0	42,0	0,03	10,01	41,68	48,29
15	5425	2,5	43,5	54,0	0,03	2,79	53,83	43,35	37	42150	15,0	43,0	42,0	0,03	14,79	41,65	45,53
16	5450	5,0	41,0	54,0	0,03	5,11	53,87	40,99	38	3850	5,0	57,0	38,0	0,04	5,05	38,18	56,73
17	5475	7,5	38,5	54,0	0,03	7,34	53,78	38,85	39	38100	10,0	52,0	38,0	0,04	9,95	38,18	51,83
18	54100	10,0	36,0	54,0	0,03	9,25	53,54	37,18	40	38150	15,0	47,0	38,0	0,04	15,00	38,26	46,70
19	5225	2,5	45,5	52,0	0,03	2,71	51,64	45,62	41	38200	20,0	42,0	38,0	0,04	19,06	37,31	43,59
20	5250	5,0	43,0	52,0	0,03	5,09	51,59	43,29	42	3450	5,0	61,0	34,0	0,04	5,01	33,71	61,24
21	5275	7,5	40,5	52,0	0,03	7,40	51,25	41,32	43	34100	10,0	56,0	34,0	0,04	10,07	33,57	56,32
22	52100	10,0	38,0	52,0	0,03	9,71	51,71	38,55	44	34150	15,0	51,0	34,0	0,04	15,05	33,74	51,17
									45	34200	20,0	46,0	34,0	0,04	19,92	33,51	46,50

Zur Benennung der verschiedenen Gefüge sind in allen Schnittschaubildern folgende Zeichen verwendet:

□ α ● $\beta + \gamma$
○ $\alpha + \beta$ ▼ γ
△ β ■ teilweise flüssig
\+ thermische Werte auf der Abkühlungskurve.

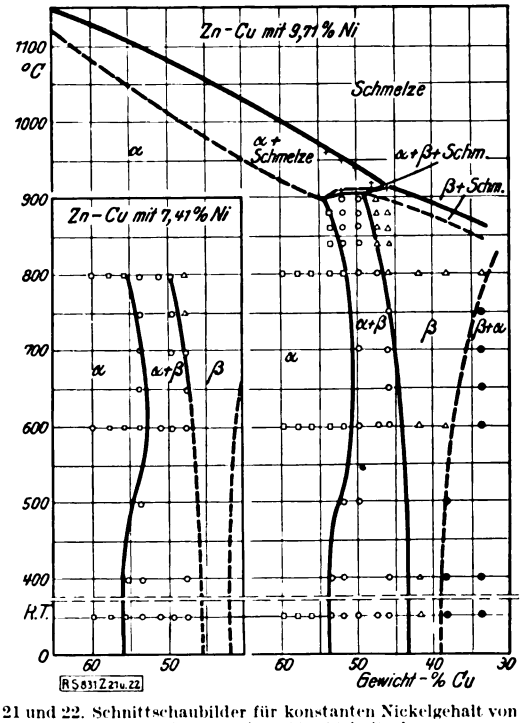


Abb. 21 und 22. Schnittschaubilder für konstanten Nickelgehalt von 7,41% (Schnitt c) und 9,71% (Schnitt d).

Von den in den Abb. 19 bis 23 dargestellten Schnittschaubildern für konstante Nickelgehalte von 2,63%, 5,07%, 7,41%, 9,71% und 14,93% (im Mittel) erstrecken sich das zweite und vierte über einen Konzentrationsbereich von 95 bzw. 90% Cu bis 30% Cu. Die übrigen Schnittschaubilder wurden nur soweit ausgearbeitet, als für die Ermittlung der isothermen Löslichkeitsgrenzen (vgl. Abb. 30 bis 32) notwendig war. Die Kurven des Beginns und des Endes der Erstarrung wurden, sofern sie nicht teilweise durch eigene thermische Untersuchungen festgelegt sind, den thermischen Daten von Tafel entnommen.

Zahlentafel 6. Wärmebehandlung der Legierungen.

Abschreck-temperatur °C	Wärmebehandlung
900 880 860 840	Die Legierungen mit 5% Ni wurden innerhalb etwa $^1/_2$ st auf die betreffende Temperatur erhitzt, $^1/_4$ bis $^1/_2$ st bei dieser Temperatur belassen und darauf abgeschreckt. Die Legierungen mit 10% Ni wurden 1 st bei der betreffenden Temperatur ($\pm 2°$) geglüht und abgeschreckt
800	2 st bei 800° geglüht und abgeschreckt
750	$1^1/_2$ st bei 800° geglüht, auf 750° abgekühlt, $^1/_2$ st konstant gehalten und abgeschreckt
700	4 st bei 700 $\pm 2°$ geglüht und abgeschreckt
650	$1^1/_2$ st bei 800° geglüht, auf 650° abgekühlt, 1 st konstant gehalten und abgeschreckt
600	3 Tage bei 600 $\pm 2°$ geglüht und abgeschreckt
500	1 Tag bei 600 $\pm 2°$ geglüht, auf 500° abgekühlt, 2 Tage bei 500 $\pm 2°$ geglüht und abgeschreckt
400	3 Tage bei 500 $\pm 3°$ geglüht, auf 450° abgekühlt, 1 Tag bei 450 $\pm 3°$ geglüht, auf 400° abgekühlt, 1 Tag bei 400 $\pm 5°$ geglüht und abgeschreckt
Raumtemperatur (R. T.)	2 st bei 800° geglüht, auf 600° abgekühlt, 1 Tag bei 600° geglüht, auf 400° abgekühlt, 1 Tag bei 400° geglüht und darauf auf Raumtemperatur abgekühlt

Digitized by Google

Da Nickel in beträchtlichem Maße in den α- und β-Mischkristallen löslich ist und nicht zur Bildung einer dritten Kristallart führt, bleibt der charakteristische Verlauf der Löslichkeitskurven des Zn-Cu-Systems auch noch in den Schnitten für Nickelgehalte von 10 und mehr Prozent im großen und ganzen erhalten. Die Löslichkeitsgrenzen, die sich im Dreistoffsystem als Schnittlinien der Ebene des Schnittschaubildes und der Begrenzungs-(Löslichkeits-)Flächen der $(\alpha+\beta)$- und $(\beta+\gamma)$-Räume darstellen, werden im Sinne der nach Tafel und Guillet zu erwartenden Verhältnisse mit steigendem Nickelgehalt (d. h. von Abb. 19 nach 23) zu kupferärmeren Konzentrationen verschoben.

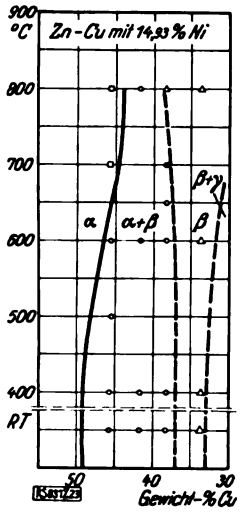


Abb. 23. Schnittschaubild für konstanten Nickelgehalt von 14,93% (Schnitt e).

Bemerkenswert ist der von dem Verlauf der $\alpha(\alpha+\beta)$-Löslichkeitsgrenze im Zn-Cu-System abweichende Verlauf der entsprechenden Löslichkeitsfläche im Dreistoffsystem bei Nickelgehalten oberhalb 2,5%: Die Löslichkeit von Zink+Nickel in Kupfer nimmt mit fallender Temperatur bis etwa 600° zu und mit weiter fallender Temperatur wieder stark ab, obgleich in den binären Grenzsystemen jede Voraussetzung für eine solche Löslichkeitsabnahme mit sinkender Temperatur fehlt. Die α-Legierungen des betreffenden Konzentrationsgebietes entmischen sich also unter Ausscheidung von β-Kristallen und sind demnach durch Abschrecken bei 600° bis 800° und nachfolgendes Anlassen bei Temperaturen zwischen etwa 100° und 400° härtbar. Im Schnittschaubild für 2,63% Ni (Abb. 19) fehlt die Löslichkeitsabnahme unterhalb 600°: die $\alpha(\alpha+\beta)$-Grenze entspricht hier in ihrem Verlauf noch völlig der gleichen Grenze im Zn-Cu-System.

Abb. 24 gibt das Schaubild des Schnittes f (vgl. Abb. 18) wieder. Die Löslichkeitsänderungen erscheinen hier ausgeprägter als in den Schnitten a bis e, da die Ebene des Schnittes die Löslichkeitsflächen — vom Zn-Cu-System gesehen — unter einem kleineren Winkel schneidet. Ähnliche Schnittschaubilder kann man nach den in den Abb. 19 bis 23 zusammengestellten Ergebnissen der Gefügebeobachtung unter Verwendung anderer Legierungen zeichnen.

Die in Abb. 25 bis 29 dargestellten Schnittschaubilder für konstante Kupfergehalte vermitteln einen weiteren Einblick in den Verlauf der Löslichkeitsflächen im Konzentrations-Temperaturraum. Bei dieser Darstellung erkennt man, daß der Grad der unterhalb 600° eintretenden Löslichkeitsabnahme mit fallendem Kupfergehalt der Legierungen (d. h. von Abb. 25 nach Abb. 29) zunimmt. Auch die Verschiebung des $(\alpha+\beta)$-Raumes zu

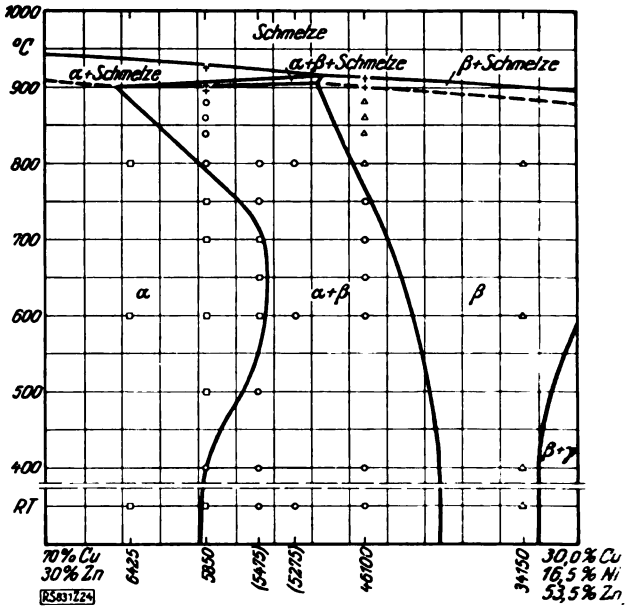


Abb. 24. Schaubild des Schnittes f (vgl. Abb. 18).

nickelreicheren Gehalten mit abnehmendem Kupfergehalt geht daraus hervor. Einzelheiten sind den Schaubildern selbst zu entnehmen.

In den Abb. 30 bis 32 sind die Ergebnisse der Gefügebeobachtungen als Schaubilder von Horizontalschnitten bei 400°, 600° und 800° ausgewertet (Isothermenschaubilder). Die Isothermen des Beginns der Erstarrung (Liquidusfläche) nach Tafel zeigt Abb. 33.

Aus den Abb. 30 bis 32 geht vor allem hervor, daß 1. der Zustandsraum des ternären β-Mischkristalls mit steigender Temperatur (d. h. von Abb. 30 nach 32) sehr stark auf Kosten der Zweiphasenräume wächst

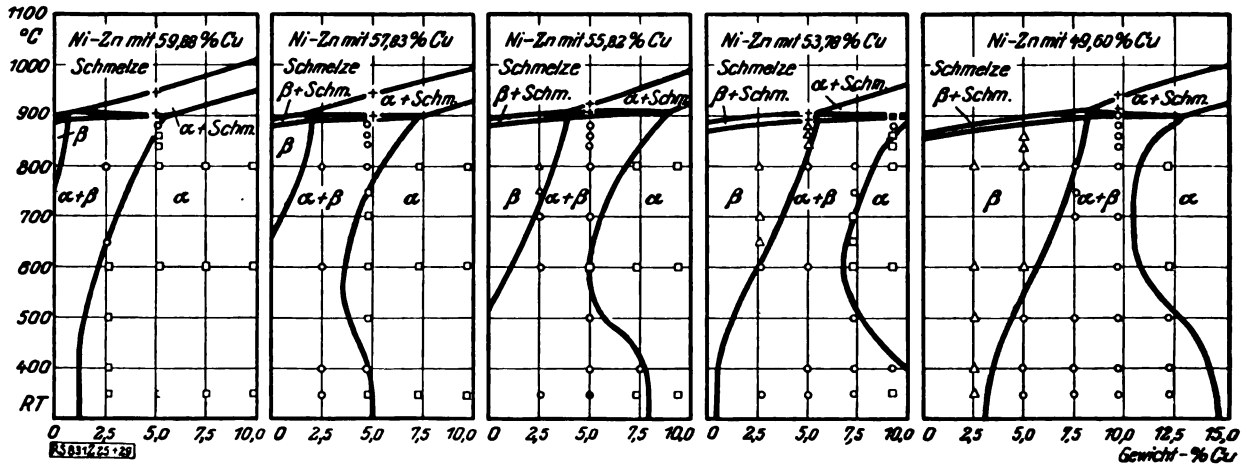


Abb. 25 bis 29. Schnittschaubilder für konstante Kupfergehalte (Schnitt g bis l).

Digitized by Google

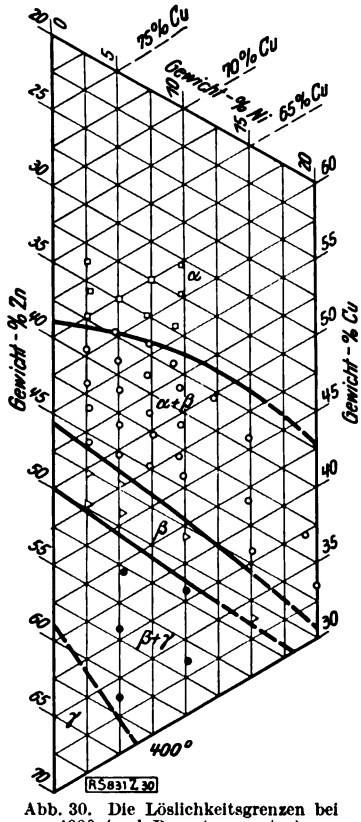


Abb. 30. Die Löslichkeitsgrenzen bei 400° (und Raumtemperatur).

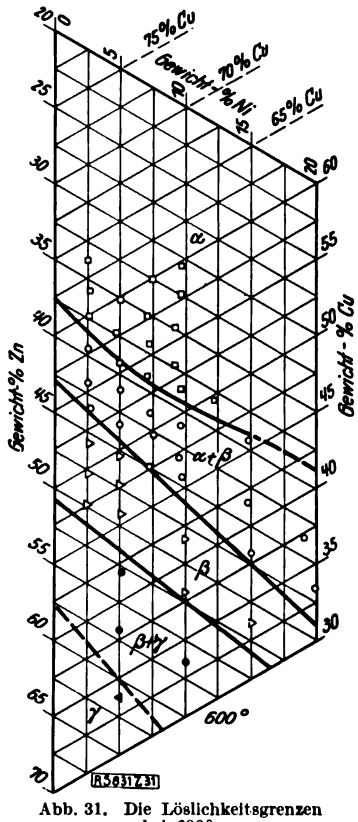


Abb. 31. Die Löslichkeitsgrenzen bei 600°.

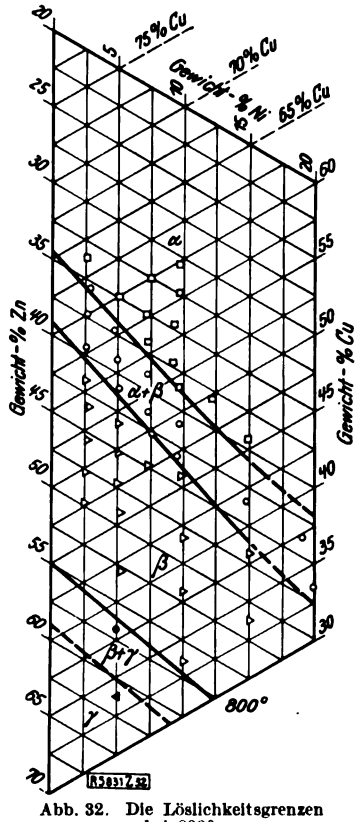


Abb. 32. Die Löslichkeitsgrenzen bei 800°.

(gleich den Verhältnissen im Zn-Cu-System); 2. sich die $\alpha(\alpha+\beta)$-Löslichkeitsfläche — im Gegensatz zu dem Verlauf der entsprechenden Löslichkeitskurve im Zn-Cu-System — zwischen 400° und 600° mit steigender Temperatur zu kupferärmeren Konzentrationen verschiebt (vgl. Abb. 30 und 31).

Die Richtung der $\beta(\alpha+\beta)$-Löslichkeitsisotherme bei 400° bzw. Raumtemperatur (Abb. 30) entspricht einem Gleichwertigkeitskoeffizienten von —1,1. Der Verlauf der $\alpha(\alpha+\beta)$-Löslichkeitsisotherme macht jedoch eine Berechnung des Gefüges der $(\alpha+\beta)$-Nickelmessinge mit Hilfe eines Gleichwertigkeitskoeffizienten unmöglich, da sich die Richtung dieser Kurve stark ändert. Zwischen 0 und 10% Ni würde die Richtung der $\alpha(\alpha+\beta)$-Grenzkurve einem Gleichwertigkeitskoeffizienten von nur etwa —0,15 (!) entsprechen.

Vergleicht man die von uns ermittelten Löslichkeitsisothermen bei 600° und 800° (Abb. 31 und 32) mit den von Price und Grant gefundenen (Abb. 15 und 16), so ist folgendes zu sagen: 1. Bei 600° liegt die von uns bestimmte $\beta(\alpha+\beta)$-Grenze für gleiche Nickelgehalte bei um nur etwa 1% kleineren Kupfergehalten. Die Abweichung der $\alpha(\alpha+\beta)$-Grenzen ist etwas größer, doch macht der von uns gefundene Verlauf Anspruch auf größere Genauigkeit, da sich die Legierungen von Price und Grant offenbar nicht im Gleichgewicht befanden[1]. 2. Bei 800° stimmt der Verlauf der $\beta(\alpha+\beta)$-Grenzen bis zu Nickelgehalten von etwa 12,5% sehr gut miteinander überein, während die von uns festgestellte $\alpha(\alpha+\beta)$-Grenze für gleiche Nickelgehalte bei nur wenig kleineren Kupfergehalten verläuft.

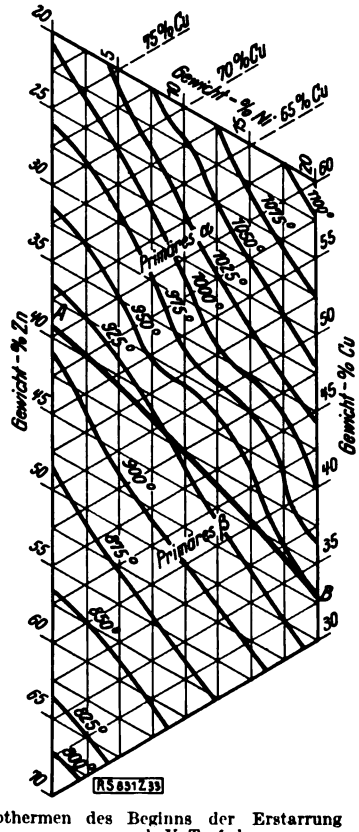


Abb. 33. Isothermen des Beginns der Erstarrung (Liquidusfläche) nach V. Tafel.
AB ist die Projektion der Schnittkurve der Flächen des Beginns der Kristallisation von α- bzw. β-Kristallen.

Obgleich das von uns ausgearbeitete Konzentrationsgebiet nur einen kleinen Ausschnitt aus dem Zustand-

[1] Price und Grant glühten ihre Legierungen 3 st bei 600°, während unsere Legierungen 3 Tage bei 600 ± 2° geglüht wurden.

Digitized by Google

schaubild des ganzen Dreistoffsystems Ni-Zn-Cu darstellt, lassen die in diesem Gebiet festgestellten Konstitutionsverhältnisse einen Schluß auf die Konstitution der übrigen Ni-Zn-Cu-Legierungen zu[1]:

1. Der Verlauf der ganzen α ($\alpha + \beta$)-Grenze bei Raumtemperatur wird von dem in Abb. 17 gezeichneten hypothetischen Verlauf nur unwesentlich abweichen. Bei 800° verläuft dieselbe Grenze nach unseren Untersuchungen für gleiche Kupfergehalte bei niederen Nickel- bzw. höheren Zinkgehalten als bei gewöhnlicher

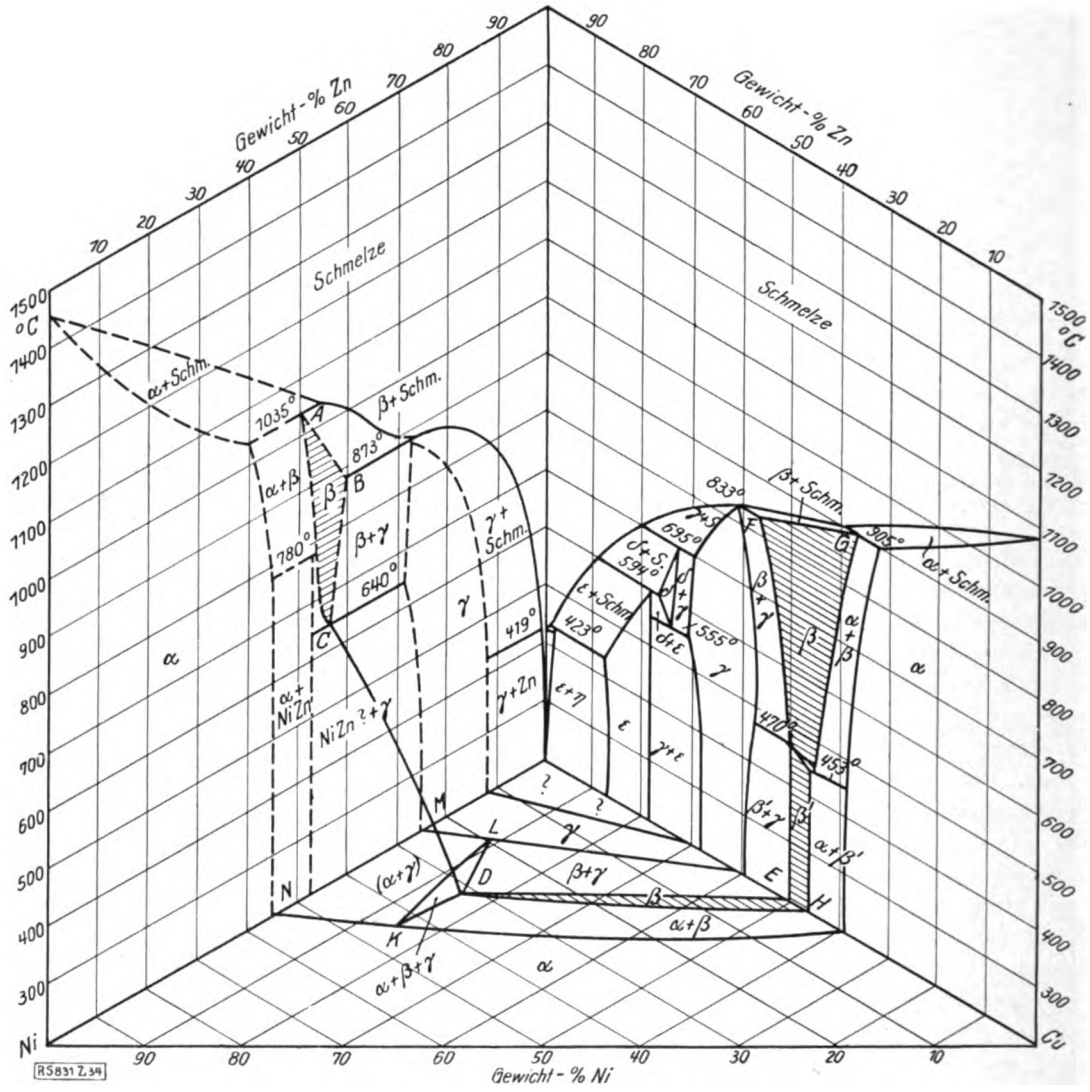


Abb. 34. Raumschaubild des Dreistoffsystems Ni – Zn – Cu. Blick in die Zinkecke (schematisch).

Temperatur (vgl. Abb. 30 und 32). Die ganze Löslichkeitsisotherme für 800° ist ebenfalls in Abb. 17 eingezeichnet. Die Legierungen, deren Zusammensetzungen in das von beiden Grenzkurven eingeschlossene Konzentrationsgebiet fallen, bestehen also bei hohen Temperaturen nur aus α-Mischkristallen und entmischen sich mit fallender Temperatur unter Ausscheidung von β-Kristallen. Eine Vorstellung von der Gestalt der Löslichkeitsfläche kann man sich am besten unter Heranziehung aller Schaubilder der Vertikalschnitte (Abb. 19 bis 29) machen: Die Fläche neigt sich mit fallender Temperatur zunächst nach steigenden Zinkgehalten hin und zeigt bei Temperaturen unterhalb 600° eine starke rückwärtige Wölbung wieder zu abnehmenden Zinkgehalten.

2. Zufolge der von Tafel ermittelten Fläche (des Beginns) der peritektischen Reaktion α + Schmelze $\rightleftarrows \beta$ (Abb. 12) sind außer den α-Kristallen der Systeme Zn-Cu und Ni-Zn auch die β-Mischkristalle der beiden Systeme isomorph. Es muß also der Zustandsraum der ternären β-Mischkristalle durch den ganzen Konzentrations-Temperaturraum verlaufen. Da jedoch die β-Mischkristalle des Ni-Zn-Systems nur bei Temperaturen oberhalb 640° beständig sind (vgl. Abb. 3), so werden in einem gewissen Konzentrationsbereich auch die ternären β-Mischkristalle nur bei Temperaturen oberhalb Raumtemperatur beständig sein können und in diesem Bereich bei Temperaturen zwischen 640° und Raumtemperatur eutektoidisch zerfallen. Das Zustandsgebiet der ternären β-Mischkristalle bei Raumtemperatur wird also mit fallendem Kupfergehalt schmaler werden und vor dem Erreichen des Ni-Zn-Systems in eine Spitze auslaufen, d. h. die vom Zn-Cu-System ausgehenden Grenzkurven des β-Gebietes werden sich schneiden. Die Zusammensetzung dieses Schnittpunktes liegt außerhalb des von uns untersuchten Gebietes, d. h. bei Kupfergehalten unter 30%.

[1] Unter Zugrundelegung des in Abb. 3 dargestellten Ni-Zn-Schaubildes.

Digitized by Google

In Abb. 34 sind diese Konstitutionsverhältnisse räumlich dargestellt; für Nickelgehalte oberhalb 20% und Kupfergehalte unter 30% ist die Darstellung hypothetisch. Die Zustandsgebiete der isomorphen β-Mischkristalle in den beiden Grenzsystemen sind durch Schraffierung hervorgehoben. Der β-Zustandsraum wird durch die schraffierten Flächen und durch die Flächen ABCDEF und GHDCA begrenzt. Bei Raumtemperatur sind ternäre β-Mischkristalle nur innerhalb des Konzentrationsgebietes EDH beständig. Die kupferärmeren Mischkristalle zerfallen bei Temperaturen der Raumkurve DC in ein Eutektoid $(\alpha+\gamma)$[1]. Zwischen den Zustandsräumen $(\alpha+\gamma)$ einerseits, sowie $(\alpha+\beta)$ und $(\beta+\gamma)$ anderseits, muß ein Zustandsraum $(\alpha+\beta+\gamma)$ liegen, der die Konzentrationsebene in der Fläche KLDK schneidet.

3. Die γ-Kristallarten der beiden Systeme Zn-Cu und Ni-Zn sind mit großer Wahrscheinlichkeit ebenfalls isomorph.

d) Das mikroskopische Gefüge.

Da Nickelzusätze zu den Messinglegierungen innerhalb des untersuchten Konzentrationsgebietes nicht zur Bildung einer neuen Kristallart führen, bietet das Gefüge der Nickelmessinge gegenüber dem Gefüge der reinen Zn-Cu-Legierungen nichts wesentlich Neues.

Der Einfluß des Nickels auf das Gefüge der Messinglegierungen wird hinreichend gekennzeichnet durch die Tatsache, daß die Zustandsgebiete der Kristallarten der reinen Zn-Cu-Legierungen in Gestalt von Zustandsräumen zu kupferärmeren Konzentrationen verschoben werden. Es ist also möglich — wie aus den Isothermenschaubildern (Abb. 30 bis 32), insbesondere dem für 400° bzw. Raumtemperatur geltenden Zustandsschaubild (Abb. 30) hervorgeht — eine binäre $(\alpha+\beta)$-Legierung durch Ersetzen eines bestimmten Zinkgehaltes durch Nickel in eine α-Legierung mit gleichem Kupfergehalt überzuführen. In derselben Weise können binäre β-Legierungen in $(\alpha+\beta)$- und α-Legierungen, $(\beta+\gamma)$-Legierungen in β-, $(\alpha+\beta)$- und α-Legierungen mit gleichem Kupfergehalt übergeführt werden. Die Größe der dazu notwendigen Nickelgehalte ist aus dem Verlauf der Löslichkeitsgrenzen in den Abb. 30 bis 32 zu entnehmen.

Nach den vorliegenden Konstitutionsverhältnissen ist es weiterhin möglich, binäre aus einem Gemenge von α- und β-Kristallen bestehende Legierungen durch geeignete Nickel- und Zinkzusätze in eine Reihe gefügegleicher[1] $(\alpha+\beta)$-Nickelmessinge mit bedeutend kleinerem Kupfergehalt überzuführen. Da man jedoch nicht die Konzentration der beiden bei einer bestimmten Temperatur miteinander im Gleichgewicht stehenden ternären α- und β-Mischkristalle kennt[2], kann man die Zusammensetzungen der gefügegleichen Legierungen nicht genau, sondern nur durch Schätzung aus der Lage ihrer Zustandspunkte in den Isothermenschaubildern angenähert bestimmen. Eine Berechnung der Zusammensetzungen der gefügegleichen Legierungen nach dem Vorgange von Guillet mit Hilfe eines für alle $(\alpha+\beta)$-Legierungen geltenden Gleichwertigkeitskoeffizienten ist — wie oben (S. 11) gezeigt wurde — nicht möglich.

In den Abb. 35 bis 37 ist das Gefüge der drei Legierungen mit 55,85% Cu, 5,01% Ni; 49,28% Cu, 9,73% Ni und 41,65% Cu, 14,79% Ni dargestellt, die durch Glühen und Abschrecken bei 800° annähernd[3] gefügegleich geworden sind[4]. Aus dem für 800° geltenden Zustandsschaubild (Abb. 32) ist zu ersehen, daß die Zustandspunkte dieser drei Legierungen (mit abnehmendem Cu-Gehalt und entsprechend zunehmendem Ni-

Abb. 35. Ni-Zn-Cu-Leg. mit 55,85% Cu, 5,01% Ni.

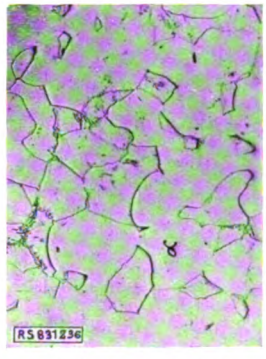


Abb. 36. Ni-Zn-Cu-Leg. mit 49,28% Cu, 9,73% Ni.

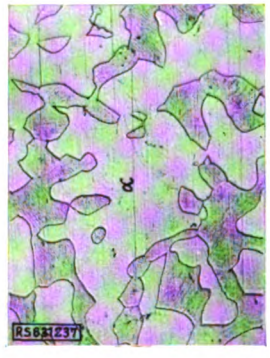


Abb. 37. Ni-Zn-Cu-Leg. mit 41,65% Cu, 14,79% Ni.

Abb. 35 bis 37. 2 st bei 800° geglüht und abgeschreckt, 80 × vergr. (100 ×).

[1] Die im Ni-Zn-System mit fallender Temperatur bei 780° stattfindende Bildung der Verbindung Ni-Zn aus α- und β-Kristallen führt, wie Tafel thermisch feststellte, zu einer weiteren Phasenumwandlung innerhalb eines kleinen Konzentrationsgebietes. Sie wurde der einfacheren Darstellung halber nicht mit in die Zeichnung aufgenommen.

[1] Unter gefügegleichen Legierungen sind im folgenden solche Legierungen zu verstehen, die gleiche Mengenanteile an α- und β-Kristallen haben, ohne Berücksichtigung der jeweiligen Gefügeausbildung, die ja durch Wärmebehandlung zu beeinflussen ist. Ob Gefügegleichheit vorliegt oder nicht, wird durch Bestimmung der Flächenanteile der beiden Kristallarten in der Mikrophotographie festgestellt.

[2] Bei 400° (Abb. 30) stehen gesättigte α-Mischkristalle, deren Zusammensetzungen auf die α $(\alpha+\beta)$-Grenze fallen, im Gleichgewicht mit gesättigten β-Mischkristallen, deren Zusammensetzungen auf die β $(\alpha+\beta)$-Grenze fallen. Welcher von diesen zahlreichen β-Mischkristallen sich mit einem bestimmten α-Mischkristall — und umgekehrt — im Gleichgewicht befindet, wissen wir nicht. Dasselbe gilt für die anderen Isothermenschaubilder (Abb. 31 und 32).

[3] Wegen der beschränkten Anzahl der hier zur Verfügung stehenden Legierungen kann es sich nur um eine angenäherte Gefügegleichheit handeln.

[4] Bei der Legierung mit 55,85% Cu, 5,01% Ni (Abb. 35) hat sich der β-Mischkristall während der Abschreckung unter Ausscheidung von α-Kristallen entmischt.

Digitized by Google

und Zn-Gehalt) ungefähr auf einer Geraden liegen, die in der Mitte des $(\alpha+\beta)$-Gebietes verläuft und die Cu-Zn-Seite etwa bei der Zusammensetzung von 62,5% Cu schneidet. Eine reine Zn-Cu-Legierung dieser Zusammensetzung hat also bei 800° auch ungefähr die gleichen Mengenanteile an α- und β-Kristallen.

Infolge der mit fallender Temperatur auftretenden starken Löslichkeitsänderungen sind die genannten drei ternären Legierungen bei 400° bzw. Raumtemperatur bei weitem nicht mehr gefügegleich, wie aus der Lage ihrer Zustandspunkte im $(\alpha+\beta)$-Gebiet der Abb. 30 hervorgeht: Der Zustandspunkt der kupferreichsten Legierung liegt nahe der $\alpha(\alpha+\beta)$-Grenze, derjenige der kupferärmsten Legierung dagegen nahe der $\beta(\alpha+\beta)$-Grenzkurve[1]. Bei Raumtemperatur ist die Legierung mit 41,65% Cu, 14,79% Ni vielmehr ungefähr strukturell gleichwertig den Dreistofflegierungen mit 47,31% Cu, 9,54% Ni und 51,59% Cu, 5,09% Ni sowie der Zweistofflegierung mit etwa 57,5% Cu.

Das Gefüge zweier im gegossenen Zustand strukturell gleichwertiger Legierungen mit 59,98% Cu, 2,59% Ni und 53,78% Cu, 7,34% Ni ist in den Abb. 38 und 39 wiedergegeben. Im Gleichgewichtszustand sind diese Legierungen jedoch nicht mehr gefügegleich, da dann die kupferreichere Legierung nur aus α-Kristallen, die kupferärmere dagegen aus einem Gemenge von α- und β-Kristallen besteht (vgl. Abb. 30).

Die Zustandsänderungen mit fallender Temperatur.

Mit Ausnahme der durch die Löslichkeitsabnahme von Zink und Nickel in Kupfer hervorgerufenen Entmischung der α-Mischkristalle entsprechen die mit fallender Temperatur auftretenden Gefügeänderungen der Nickelmessinge vollkommen den Gefügeänderungen der reinen Messinglegierungen. Im folgenden sollen die mit der Änderung der Temperatur einhergehenden Gefügeänderungen an Hand einiger Legierungen aus verschiedenen Schnitten für konstante Nickelgehalte näher erläutert werden. Aus den Schnittschaubildern ist leicht zu entnehmen, welche Legierungen dieselben Gefügeänderungen durchmachen.

Die Legierung mit 53,73% Cu, 7,34% Ni[2] (vgl. Abb. 21) besteht bei 800° aus einem Gemenge von (primär aus der Schmelze ausgeschiedenen) α-Kristallen und (durch die peritektische Reaktion von α-Kristallen mit Schmelze gebildeten) β-Kristallen (Abb. 40). Infolge der mit fallender Temperatur zunächst eintretenden Löslichkeitszunahme von Ni und Zn in Kupfer werden diese β-Kristalle mit abnehmender Temperatur in steigendem Maße gelöst, bis die Legierung bei etwa 725° nur aus α-Mischkristallen besteht (Abb. 41). Bis herunter zu etwa 550° verbleibt die Legierung im α-Zustandsraum. Die α-Mischkristalle entmischen sich nunmehr mit weiter fallender Temperatur in steigendem Maße unter Ausscheidung von β-Mischkristallen. Bei 500° sind erst wenige β-Kriställchen an den Korngrenzen der α-Kristalle ausgeschieden (Abb. 42), bei 400° ist die Entmischung weiter fortgeschritten und wohl nahezu vollendet (Abb. 43).

Die Entmischung der α-Mischkristalle ist in dem Gefüge aller Legierungen des $(\alpha+\beta)$-Zustandsraumes mit mehr als etwa 2,5% Ni zu erkennen, die entweder langsam von hohen Temperaturen auf Raumtemperatur abgekühlt, oder, nach vorherigem Abschrecken bei hohen Temperaturen, bei Temperaturen unter rund 400° angelassen sind (Abb. 44 bis 46). Abb. 44 gibt das Entmischungsgefüge einer Legierung wieder, die bei Temperaturen oberhalb 600° nur aus α-Kristallen besteht, während die Abb. 45 und 46 das Gefüge von Legierungen darstellen, die sich auch bei hohen Temperaturen im $(\alpha+\beta)$-Zustandsraum befinden. In diesen Legierungen liegt also die β-Kristallart sowohl als Grundmasse, wie auch als kleine Einsprengungen in den der β-Grundmasse eingelagerten α-Kristallen vor. Im Falle der Abb. 46 ist die Entmischung bedeutend feinkörniger als bei der Abb. 45, so daß die ausgeschiedenen β-Kristalle bei der gewählten Vergrößerung noch nicht aufzulösen sind.

Als Beispiel einer Legierung, die bei hohen Temperaturen aus β-Mischkristallen, bei tieferen Temperaturen aus einem Gemenge von α- und β-Kristallen besteht, sei die Legierung mit 51,59% Cu, 5,09% Ni (Abb. 20) herausgegriffen. Nach genügend schroffem Abschrecken bei 880°, 860°, 800° und 750° besteht sie nur aus β-Kristallen (Abb. 47)[1]. Zwischen 750° und 700° beginnen sich die β-Kristalle unter Ausscheidung von α-Kristallen zu entmischen (Abb. 48). Mit weiter fallender Temperatur nimmt die Menge der sich ausscheidenden α-Kristalle zu (Abb. 49), und nach langsamem Erkalten auf Raumtemperatur ist die Entmischung vollendet (Abb. 50). In der Abb. 50 sind innerhalb der α-Kristalle vereinzelte kleine β-Kristalle zu erkennen, die ihre Entstehung der Entmischung der α-Kristallart unterhalb 600° verdanken. Das Gußgefüge dieser Legierung gibt Abb. 51 wieder. Verglichen mit dem Gefüge der Legierung nach langsamem Erkalten (Abb. 50) zeigt sich, daß die Legierung im gegossenen Zustand noch weit vom Gleichgewichtszustand entfernt ist. Das Gießen in die Kokille hatte also so schroff abschreckend gewirkt, daß der größte Teil der α-Kristalle gelöst blieb und nur ein kleiner Teil in Form von Nadeln vornehmlich an den Grenzen der β-Körner ausgeschieden wurde.

Die mit sinkender Temperatur eintretenden Gefügeänderungen einer Legierung, die nach beendeter Erstarrung nur aus β-Mischkristallen, bei tieferen Temperaturen aus einem Gemenge von β- und γ-Kristallen

[1] Die bei 800° gefügegleiche Zn-Cu-Legierung mit 62,5% Cu besteht bei Raumtemperatur sogar nur aus α-Kristallen.

[2] Das Gußgefüge dieser Legierung zeigt Abb. 39.

[1] Erfolgt das Abschrecken jedoch nicht hinreichend schnell, so besteht das Gefüge aus β-Kristallen, die eine mehr oder weniger starke Entmischung (unter Ausscheidung von α-Kristallen) durchgemacht haben, ähnlich Abb. 51. Bei Legierungen, deren Entmischungstemperaturen oberhalb etwa 800° liegen — wie z. B. bei der Legierung mit 53,87% Cu, 5,11% Ni (Abb. 20) —, kann die Entmischung der β-Kristalle durch noch so schnelles Abschrecken nicht verhindert werden: Die Entmischungsgeschwindigkeit ist bei diesen Temperaturen, infolge der mit steigender Temperatur stark zunehmenden Beweglichkeit der Atome im Gitter, größer als die Abschreckgeschwindigkeit. Vgl. auch die Ausführungen bei O. Bauer und M. Hansen: Z. Metallkunde Bd. 10, S. 426 bis 429. 1927.

Digitized by Google

besteht, kommen durch die Abb. 52 bis 56 zum Ausdruck. Es handelt sich um die Legierung mit 33,57% Cu, 10,07% Ni der Abb. 22. Nach dem Abschrecken bei 800° besteht die Legierung aus β-Kristalliten, die sich infolge der außerordentlich hohen Geschwindigkeit, mit der sich die γ-Kristalle ausscheiden[1], sehr stark entmischt haben (Abb. 52). Wurde die Legierung bei 750° geglüht und abgeschreckt, so blieben einzelne γ-Kristalle ungelöst. Die Ausscheidung feiner γ-Kriställchen während des Abschreckens war jedoch auch hier nicht zu verhindern (Abb. 53). Nach den Abb. 52 und 53 liegt die Temperatur des Überganges $\beta \rightleftarrows \beta + \gamma$ zwischen 800 und 750°. Mit weiter fallender Abschrecktemperatur nimmt die Menge der γ-Kristalle infolge der fortschreitenden Entmischung der β-Mischkristalle deutlich zu (vgl. Abb. 53 und 54); eine zusätzliche Entmischung während des Abschreckens konnte jedoch durch Abschrecken bei 700° und 600° unterbunden werden.

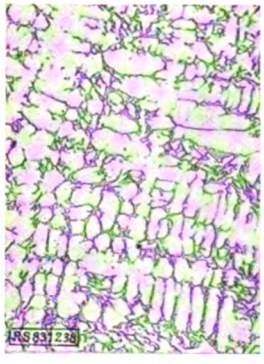
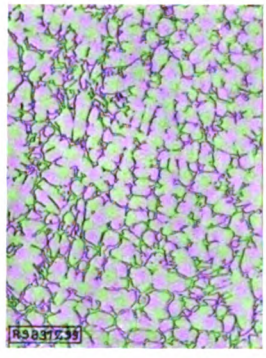


Abb. 38 und 39. Ni-Zn-Cu-Leg., gegossen
mit 59,98% Cu, 2,59% Ni.
80× vergr. (100×).



mit 53,78% Cu, 7,34% Ni.
80× vergr. (100×).

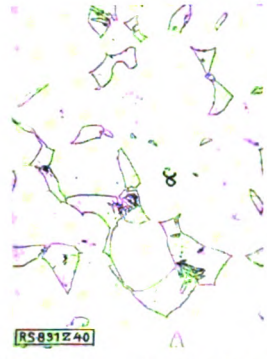


Abb. 40. Ni-Zn-Cu-Leg. mit 53,78% Cu, 7,34% Ni. 2 st bei 800° geglüht und abgeschreckt. 80× vergr. (100×).

Abb. 41. Ni-Zn-Cu-Leg. mit 53,78% Cu, 7,34% Ni. 3 Tage bei 600 ± 2° geglüht und abgeschreckt. 80× vergr. (100×).

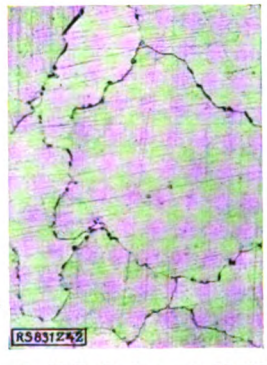


Abb. 42. Ni-Zn-Cu-Leg. mit 53,78% Cu, 7,34% Ni. 1 Tag bei 600 ± 2° geglüht, auf 500° abgekühlt, 2 Tage bei 500 ± 2° geglüht und abgeschreckt. 80× vergr. (100×).

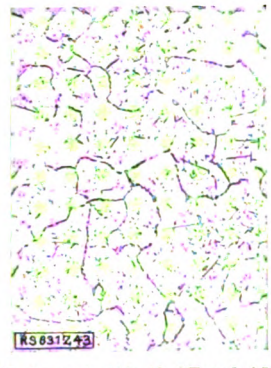


Abb. 43. Leg. wie Abb. 42. 3 Tage bei 500 ± 3° geglüht, auf 450° abgekühlt, 1 Tag bei 450 ± 3° geglüht, auf 400° abgekühlt, 1 Tag bei 400 ± 5° geglüht und abgeschreckt. 80× vergr. (100×).

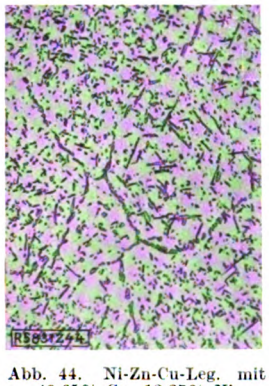


Abb. 44. Ni-Zn-Cu-Leg. mit 49,65% Cu, 12,27% Ni. Wärmebehandlung wie bei Abb. 43. 160 × vergr. (200 ×).

Abb. 45. Ni-Zn-Cu-Leg. mit 47,31% Cu, 9,54% Ni.

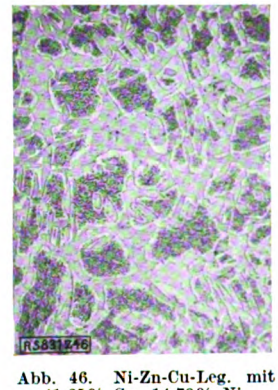


Abb. 46. Ni-Zn-Cu-Leg. mit 41,65% Cu, 14,79% Ni.

2 st bei 800° geglüht, auf 600° abgekühlt, 1 Tag bei 600° geglüht, auf 400° abgekühlt, 1 Tag bei 400° geglüht und darauf auf Raumtemperatur abgekühlt. 64 × vergr. (80 ×).

Das Gefüge der Legierung nach langsamem Erkalten auf Raumtemperatur und das Gußgefüge sind in den Abb. 55 und 56 wiedergegeben. Aus Abb. 55 geht hervor, daß sich auch die γ-Mischkristalle infolge einer bei tieferen Temperaturen eintretenden Löslichkeitsabnahme (unter Ausscheidung von β-Kristallen) entmischen.

Eine nähere Untersuchung der Gefügeänderungen der Legierung mit 33,71% Cu, 5,01% Ni (Abb. 20) hat gezeigt, daß die Löslichkeitsabnahme in der γ-Kristall

[1] Vgl. auch dieselben Beobachtungen an reinen Zn-Cu-Legierungen von O. Bauer und M. Hansen. Z. Metallkunde Bd. 19, S. 430 bis 431 (1927).

Digitized by Google

art — analog den Verhältnissen in den reinen Zn-Cu-Legierungen — zwischen 500 und 400° eintritt.

Die Abb. 57 und 58 zeigen das Gefüge dieser Legierung nach dem Abschrecken bei 500° (nur γ-Kristalle) bzw. nach langsamem Erkalten auf gewöhnliche Temperatur (γ-Kristalle mit β-Einsprengungen). Die Entmischung der γ-Kristalle ist in dem Gefüge aller Legierungen des $(\beta + \gamma)$-Zustandsraumes zu erkennen, die von hohen Temperaturen abgekühlt wurden (Abb. 59).

Wie oben (S. 12) ausgeführt wurde, beobachtete Guillet in einem langsam von hohen Temperaturen abgekühlten Nickelmessing eine lamellare Gefügeausbildung, aus der er auf die Existenz eines Eutektoids in den ternären Ni-Zn-Cu-Legierungen schloß. Eine solche Gefügeausbildung hat jedoch im vorliegenden Fall nichts mit einem Eutektoid zu tun, sondern wird durch die Entmischung der α-Kristallart hervorgerufen. Abb. 60 gibt ein derartiges Gefüge wieder. Diese Legierung mit 45,66% Cu, 14,91% Ni (vgl. Abb. 23) wurde nach dreitägigem Glühen bei $500 \pm 3°$ sehr langsam auf 400° und darauf auf Raumtemperatur abgekühlt. Nach dem Glühen bei 500° besteht die Legierung aus α-Kristallen (Hauptanteil), an deren Korngrenzen sich Einlagerungen von β-Kristallen befinden. Wird sie von 500° abgekühlt, so scheiden sich infolge der Verschiebung der Sättigungskonzentration des α-Mischkristalls zu höheren Kupfergehalten β-Kristalle innerhalb der α-Kristalle aus. Wie Abb. 60 zeigt, kann die Ausscheidung der (dunklen) β-Kristalle in Form von Lamellen erfolgen. Die bereits bei 500° vorhanden gewesenen β-Kristalle sind von den während des weiteren Erkaltens ausgeschiedenen einwandfrei zu unterscheiden. Auch die von Guillet beobachtete „nadelige" Gefügeausbildung wird durch Ausscheidung kleiner, länglicher β-Kristalle — besonders bei ziemlich schneller Abkühlung — verursacht.

Von Guillet wird weiterhin die Auffassung vertreten, daß hohe Nickelgehalte zur Bildung einer dritten Kristallart[1] in den Nickelmessingen führen. Er kam zu dieser Annahme auf Grund einer scheinbar verwickelten Struktur, ähnlich der in Abb. 61 dargestellten. Wie die vorliegende Untersuchung gezeigt hat, beruht auch diese Annahme auf einer irrtümlichen Auslegung der Gefügebilder. Die Legierung, deren Gefüge in Abb. 61 wiedergegeben ist, besteht nach beendeter Erstarrung aus einem Gemenge von α-Kristallen (primär aus der Schmelze ausgeschieden) und β-Kristallen. Nach langsamem Erkalten hat sie den in Abb. 62 dargestellten Gefügeaufbau: helle, zum Teil feinkörnig entmischte α-Kristalle in einer Grundmasse von eigenartig geriffelten[2] β-Kristallen. Längeres Glühen bei 500° und 400° führt zur Vollendung der Entmischung der α-Kristalle

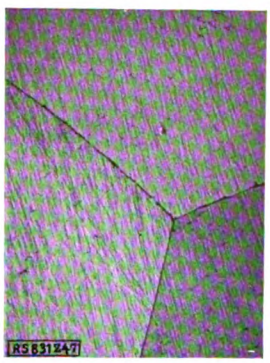


Abb. 47. Ni-Zn-Cu-Leg. mit 51,59% Cu, 5,09% Ni. Bei 860° abgeschreckt. 80 × vergr. (100 ×).

Abb. 48. Ni-Zn-Cu-Leg. mit 51,59% Cu, 5,09% Ni. 4 st bei 700 ± 2° geglüht und abgeschreckt. 80 × vergr. (100 ×).

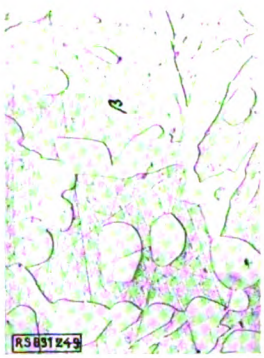


Abb. 49. Ni-Zn-Cu-Leg. mit 51,59% Cu, 5,09% Ni. 3 Tage bei 600 ± 2° geglüht und abgeschreckt. 80 × vergr. (100 ×).

Abb. 50. Ni-Zn-Cu-Leg. mit 51,59% Cu, 5,09% Ni. Wärmebehandlung wie bei Abb. 45. 80 × vergr. (100 ×).

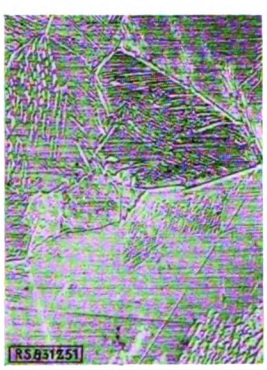


Abb. 51. Ni-Zn-Cu-Leg. mit 51,59% Cu, 5,09% Ni. Gegossen. 80 × vergr. (100 ×).

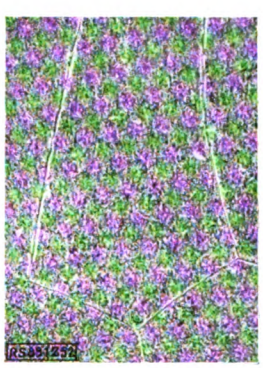


Abb. 52. Ni-Zn-Cu-Leg. mit 33,57% Cu, 10,07% Ni. 2 st bei 800° geglüht und abgeschreckt. 80 × vergr. (100 ×).

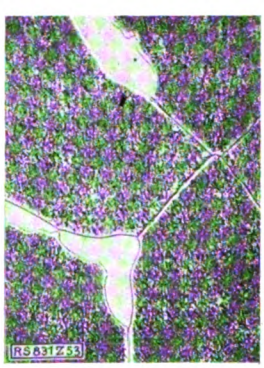


Abb. 53. Ni-Zn-Cu-Leg. mit 33,57% Cu, 10,07% Ni. 1½ st bei 800° geglüht, auf 750° abgekühlt, ½ st konstant gehalten und abgeschreckt. 80 × vergr. (100 ×).

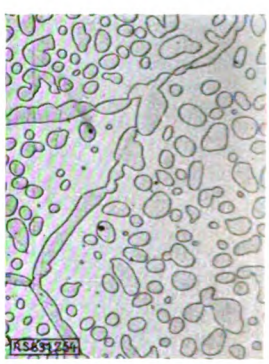


Abb. 54. Ni-Zn-Cu-Leg. mit 33,57% Cu, 10,07% Ni. 3 Tage bei 600 ± 2° geglüht und abgeschreckt. 80 × vergr. (100 ×).

[1] Constituant spécial nach Guillet.

[2] Auf diese Erscheinung wird im nächsten Absatz eingegangen.

Digitized by Google

und zum Zusammenballen der ausgeschiedenen β-Kristalle im Inneren der α-Kristalle. Wie Abb. 61 zeigt, ist die Entmischung der α-Kristalle sehr groß. Mit Ausnahme der äußeren, unveränderten Zonen ist das ganze Innere des Kristalls „zerfallen". Es hat danach den Anschein, als ob die hellen stäbchenförmigen α-Kristallstufenweisen Abbau der Kristalle durch das Ätzmittel hervorgerufen und tritt nur dann auf, wenn übermäßig lange — einerlei mit welchem Ätzmittel — geätzt wurde. Der β-Mischkristall äzt sich dagegen vollkommen gleichmäßig an, wenn der Ätzangriff weniger stark ist (Abb. 64).

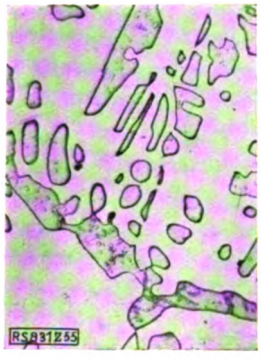


Abb. 55. Ni-Zn-Cu-Leg. mit 33,57% Cu, 10,07% Ni. Wärmebehandlung wie bei Abb. 45. 80 × vergr. (100 ×).

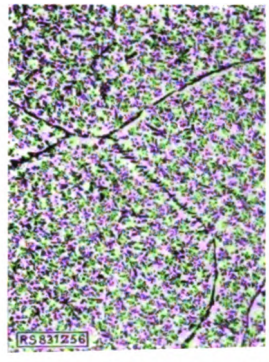


Abb. 56. Ni-Zn-Cu-Leg. mit 33,57% Cu, 10,07% Ni. Gegossen. 80 × vergr. (100 ×).

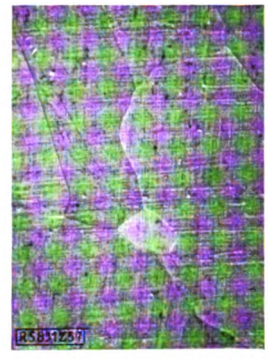


Abb. 57. Ni-Zn-Cu-Leg. mit 33,71% Cu, 5,01% Ni. 1 Tag bei 600 ± 2° geglüht, auf 500° abgekühlt, 2 Tage bei 500 ± 2° geglüht und abgeschreckt. 80 × vergr. (100 ×).

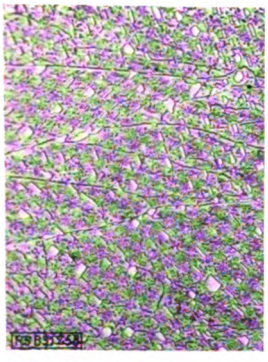


Abb. 58. Ni-Zn-Cu-Leg. mit 33,71% Cu, 5,01% Ni. Wärmebehandlung wie bei Abb. 45. 80 × vergr. (100 ×).

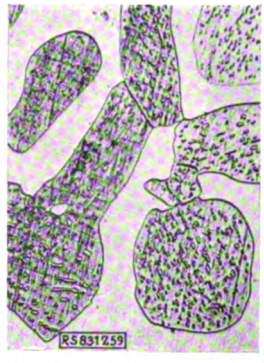


Abb. 59. Ni-Zn-Cu-Leg. mit 38,18% Cu, 5,05% Ni. Wärmebehandlung wie bei Abb. 45. 80 × vergr. (100 ×).

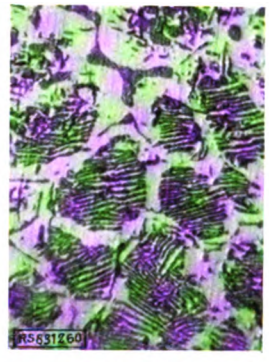


Abb. 60. Ni-Zn-Cu-Leg. mit 45,66% Cu, 14,91% Ni. Wärmebehandlung wie bei Abb. 43. 480 × vergr. (600 ×).

Abb. 61. Ni-Zn-Cu-Leg. mit 37,31% Cu, 19,06% Ni. Wärmebehandlung wie bei Abb. 43. 480 × vergr. (600 ×).

Abb. 62. Ni-Zn-Cu-Leg. mit 37,31% Cu, 19,06% Ni. Wärmebehandlung wie bei Abb. 45. 240 × vergr. (300 ×).

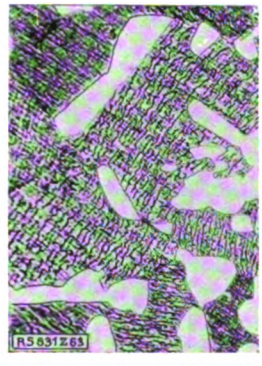


Abb. 63. Ni-Zn-Cu-Leg. mit 33,51% Cu, 19,92% Ni. 2 st bei 800° geglüht und abgeschreckt. 160 × vergr. (200 ×).

Abb. 64. Ni-Zn-Cu-Leg. mit 33,51% Cu, 19,92% Ni. Wärmebehandlung wie bei Abb. 43. 160 × vergr. (200 ×).

chen (d. h. die bei der Entmischung übriggebliebenen Teile der α-Kristalle) und die größeren hellen α-Randzonen verschiedene Gefügebestandteile seien.

Zum Schluß sei noch auf eine Eigenart des β-Mischkristalls mit Nickelgehalten von 15% und mehr hingewiesen, die diese Kristallart unter gewissen Ätzbedingungen als heterogen erscheinen läßt (Abb. 62 und 63). Die Riffelung, die in verschieden orientierten Kristallen verschieden gerichtet ist, wird durch einen

Der Einfluß des Nickels auf die Farbe der Messinglegierungen macht sich erst bei Gehalten oberhalb 10% Ni deutlich bemerkbar. Von den Legierungen des von uns untersuchten Konzentrationsgebietes sind als annähernd nickelfarben nur die Legierungen mit mehr als 15% Ni und weniger als rund 45% Cu anzusprechen. Durch gleiche Nickelzusätze wird offenbar die β-Kristallart stärker verfärbt, als die α-Kristallart.

Digitized by Google

Zusammenfassung des experimentellen Teiles.

1. Das Dreistoffsystem Nickel-Zink-Kupfer wurde im Bereich von 65 bis 30% Cu und 0 bis 20% Ni mit Hilfe thermischer und mikroskopischer Untersuchungen von Schnitten für konstante Nickelgehalte von 2,5, 5,0, 7,5, 10,0 und 15,0% ausgearbeitet.

2. Die Erstarrung der Dreistofflegierungen des genannten Konzentrationsgebietes entspricht der Erstarrung der reinen Zn-Cu-Legierungen. In einem gewissen Bereich findet die (in einem sehr engen Temperaturintervall verlaufende) peritektische Umsetzung α + Schmelze $\rightleftarrows \beta$ statt, ein Beweis dafür, daß die α- und β-Mischkristalle des Zn-Cu-Systems mit den α- und β-Mischkristallen des Ni-Zn-Systems isomorph sind. Die peritektische Temperatur des Zn-Cu-Systems (905°) wird durch Nickel nur wenig erhöht.

3. Der Einfluß des Nickels auf das Gefüge der Messinglegierungen wird hinreichend gekennzeichnet durch die Tatsache, daß die Zustandsgebiete der Kristallarten der Zn-Cu-Legierungen in Gestalt von Zustandsräumen zu kupferärmeren Konzentrationen verschoben werden. Innerhalb des untersuchten Konzentrationsgebietes führen Nickelzusätze zu den Messinglegierungen nicht zur Bildung einer dritten Kristallart.

4. Mit Ausnahme einer durch die Löslichkeitsabnahme von Zink + Nickel in Kupfer unterhalb 600° hervorgerufenen Entmischung der α-Kristalle (unter Ausscheidung von β-Kristallen) entsprechen die mit fallender Temperatur auftretenden Gefügeänderungen vollkommen den Gefügeänderungen der reinen Messinglegierungen.

Zahlentafel 7.
Brinellhärte H5/250/30 von reinen Zink-Kupferlegierungen nach langsamem Erkalten von 800° auf Raumtemperatur.

Gew.-% Cu	Gew.-% Zn	Brinellhärte	Gew.-% Cu	Gew.-% Zn	Brinellhärte
72,0	28,0	51	54,36	45,64	100
62,44	37,56	53	52,37	47,63	101
61,36	38,64	57	51,53	48,47	103
59,43	40,57	77	50,54	49,46	101
58,46	41,54	78	49,74	50,26	103
57,48	42,52	76	49,33	50,67	93
57,10	42,90	76	48,46	51,54	130
56,56	43,44	92	47,40	52,60	141
55,39	44,61	86	46,39	53,61	174
54,38	45,62	93	43,39	56,61	227

Zahlentafel 8.
Brinellhärte H 5/250/30 von Nickel-Messinglegierungen nach langsamem Erkalten von 800° auf Raumtemperatur.

Gew.-% Cu	Gew.-% Ni	Brinellhärte	Gew.-% Cu	Gew.-% Ni	Brinellhärte
63,58	2,60	46	55,79	7,37	56
61,49	2,80	49	53,78	7,34	67
59,98	2,59	50	51,25	7,40	81
57,83	2,52	62	49,66	7,61	90
55,63	2,63	73	47,73	7,33	108
53,83	2,79	92			
			59,82	9,70	60
51,64	2,71	110	57,88	9,75	60
49,65	2,58	109	56,02	9,36	64
47,71	2,51	112	53,54	9,25	66
59,85	5,13	55	51,71	9,71	70
57,93	4,77	57	49,71	9,73	89
55,85	5,01	58	47,31	9,54	106
53,87	5,11	80	45,83	9,79	114
51,59	5,09	89	41,68	10,01	144
49,74	5,02	114	38,18	9,95	150
47,75	5,02	124	33,57	10,07	204
45,68	5,25	114	45,66	14,91	**138**
41,78	5,34	165	41,65	14,79	**148**
38,18	5,05	202	38,26	15,00	**140**
33,71	5,01	322	33,74	15,05	**144**
59,90	7,51	57	37,31	19,06	**163**
57,81	7,31	58	33,51	19,92	**167**

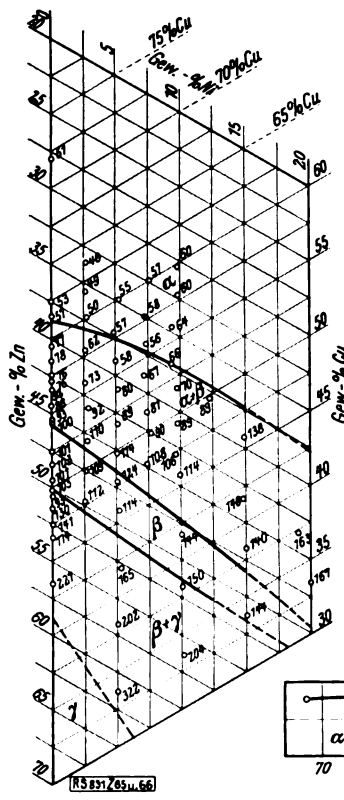


Abb. 65. Brinellhärte langsam erkalteter Nickel-Messinglegierungen.

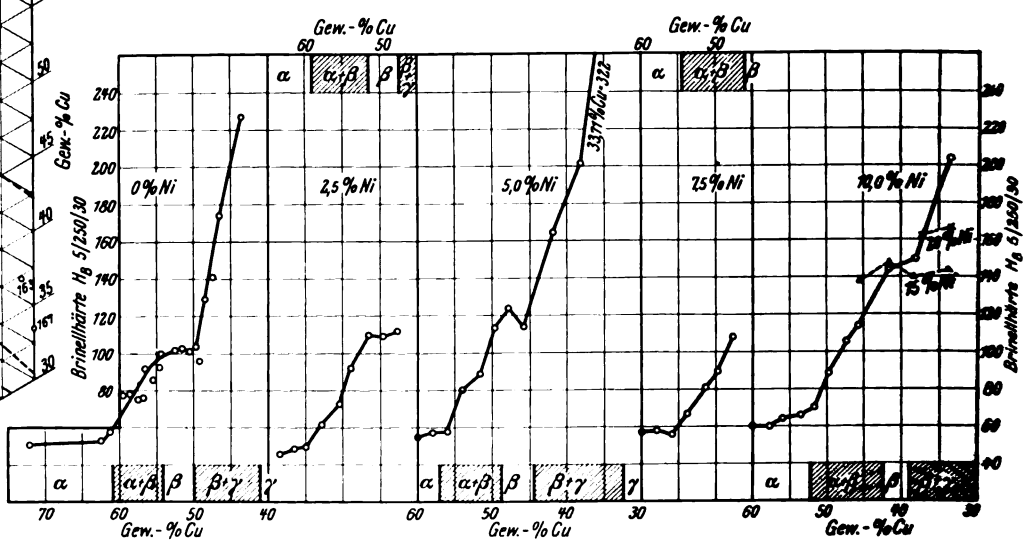


Abb. 66. Änderung der Brinellhärte langsam erkalteter Zn-Cu- und Ni-Zn-Cu-Legierungen mit dem Gefüge.

Digitized by Google

Anhang.

Die Härte von Nickel-Messinglegierungen.

An je einer Probe der für die Konstitutionsuntersuchungen verwendeten Legierungen wurde die Brinellhärte (mit einer 5 mm-Kugel bei einem Druck von 250 kg und einer Belastungsdauer von 30 Sek.) gemessen. Die Proben (10 mm lange Stücke der Gußstäbe) wurden vorher 2 st bei 800° geglüht und darauf schrittweise auf 600°, 500°, 400° und Raumtemperatur abgekühlt, wobei bei den genannten Temperaturen je etwa 20 st geglüht wurde.

Zum Vergleich der Härtewerte der Nickel-Messinge mit denen der Zn-Cu-Legierungen, wurden Proben reiner Messinglegierungen, die von einer früheren Untersuchung[1] stammten, in der gleichen Weise geglüht und abgekühlt.

Die in den Zahlentafeln 7 und 8 zusammengestellten Brinellhärten sind das Mittel aus zwei Kugeleindrücken. In Abb. 65 sind die Härtezahlen in der Konzentrationsebene eingetragen.

Die Änderung der Härte mit dem Gefüge der Legierungen geht aus Abb. 66 hervor. Man sieht, daß die für die reinen Zn-Cu-Legierungen geltende Abhängigkeit der Härte von dem Gefügeaufbau in allen Schnitten für konstanten Nickelgehalt — soweit der Verlauf der Kurven verfolgt wurde — erhalten bleibt. Innerhalb des α-Mischkristallgebietes nimmt die Härte nur sehr wenig zu, beim Auftreten der β-Kristallart erfolgt ein starker Anstieg, im β-Gebiet ändert sich die Härte wieder sehr wenig und mit dem Auftreten der γ-Kristalle wird sie abermals außerordentlich stark erhöht. Während die Härte des α-Mischkristalls durch Nickelzusätze nur unbedeutend und erst bei höheren Nickelgehalten merklich gesteigert wird, erfährt die Härte des β-Mischkristalls schon durch kleinere Nickelzusätze eine bedeutende Erhöhung.

[1] O. Bauer und M. Hansen: Der Aufbau der Kupfer-Zinklegierungen. Berlin: Julius Springer 1927.

Zur Kenntnis des Vergütungsvorganges in Legierungen.

Der Vorgang der Entmischung übersättigter β(Cu-Zn)-Mischkristalle durch Alterung bei verschiedenen Temperaturen.

Von **M. Hansen**[1].

Der zuerst an einigen Aluminiumlegierungen, insbesondere Duralumin, beobachtete Vergütungsvorgang[2] ist nicht mehr als eine Eigenart dieser Legierungen anzusehen; er tritt in allen Legierungen auf, die die notwendige und hinreichende Bedingung erfüllen, daß die Löslichkeit einer Kristallart in einer anderen mit fallender Temperatur abnimmt und daß der bei hoher Temperatur gelöste Anteil beim Abschrecken in Lösung bleibt[3]. Die durch Alterung (bei Raumtemperatur oder meistens erhöhter Temperatur) von solchen Legierungen, die durch Abschrecken bei hohen Temperaturen in den Zustand eines übersättigten Mischkristalls übergeführt sind, hervorgerufenen „anormalen"[4] Härte- und Festigkeitssteigerungen werden heute fast allgemein durch die beginnende hochdisperse Entmischung des übersättigten Mischkristalls, die offenbar zu einer Erhöhung des Gleitwiderstandes infolge der mit der Ausscheidung verbundenen Gitterstörungen führt, erklärt (Theorie der kritischen Dispersion)[5].

Über die zu Beginn der Alterung im Gitter sich abspielenden Vorgänge sei dabei nichts ausgesagt[1]. Für das etwas weiter fortgeschrittene Stadium der Vergütung bei relativ hohen Alterungstemperaturen ist durch Röntgenuntersuchungen an Cu-Be-Legierungen[2] mit Sicherheit nachgewiesen, daß die Härte noch weiter ansteigt, nachdem die Linien der gelösten Kristallart im Röntgenbilde sichtbar geworden sind[3]. Hier ist die Vergütung also sicher an den Ausscheidungsvorgang der gelösten Kristallart gebunden. Bei tieferen Alterungstemperaturen gelingt der direkte Nachweis der sich ausscheidenden Kristallart nicht. Man beobachtet nur eine sich durch die Verbreiterung und Ver-

[1] Original: Z. Physik Bd. 59, S. 466 bis 496. 1930.

[2] Auch Veredelung, Alterungs- und Zeithärtung genannt.

[3] Von dem eutektoiden Zerfall einer Kristallart in zwei andere Kristallarten, der unter geeigneten Bedingungen ebenfalls zu einer „Vergütung" der Legierung führt, soll hier nicht die Rede sein.

[4] Beim Glühen übersättigter Mischkristalle ist entsprechend der dabei auftretenden Entmischung eine Abnahme der Härte und Festigkeit zu erwarten. Für Anlaßtemperaturen, bei denen die Entmischung nach sehr kurzer Alterungszeit schon mikroskopisch sichtbar wird, trifft das auch von vornherein zu.

[5] P. D. Merica, R. G. Waltenberg und H. Scott: Scient. Papers Bureau of Standards Nr. 347. 1919.

[1] Ob eine Entscheidung darüber möglich ist, erscheint zum mindesten zweifelhaft, da die Entmischung im Gebiet atomarer Dispersion einsetzt. Vgl. die von W. Guertler (Z. Metallkunde Bd. 21, S. 5 bis 6. 1929) und G. Masing (Wiss. Veröff. Siemenskonzern Bd. 8, S. 187 bis 196. 1929) entwickelten Vorstellungen. Nach O. Dahl, E. Holm und G. Masing (Wiss. Veröff. Siemenskonzern Bd. 8, S. 154 bis 186. 1929; Z. Metallkunde Bd. 20, S. 431 bis 433. 1928) hat der Vergütungsvorgang bereits in seinem Anfangsstadium heterogenen Charakter (Keimbildung), während v. Göler und G. Sachs (Naturwissensch. Bd. 17, S. 309 bis 312. 1929) annehmen, daß die der Entmischung vorausgehenden, in homogener Phase verlaufenden Vorgänge einen wesentlichen Anteil an der Vergütung haben.

[2] O. Dahl, E. Holm und G. Masing: a. a. O.; siehe auch E. Schmid und G. Wassermann: Naturwissensch. Bd. 14, S. 980. 1926; Metallwirtsch. Bd. 8, S. 1329 bis 1335. 1929.

[3] Außerdem tritt eine Verbreiterung der Linien des Mischkristalls auf, die von den genannten Verfassern als das Anzeichen eines Konzentrationsgefälles im Mischkristall gedeutet wird. Bei fortschreitender Alterung nimmt die Verbreiterung der Linien entsprechend einem Ausgleich der Konzentrationsunterschiede wieder ab.

Digitized by Google

wischung (zu größeren Gitterkonstanten hin) der Linien des Mischkristalls anzeigende Gitterstörung[1], die ihre Ursache in einem Konzentrationsgefälle und Eigenspannungen — als Folge der beginnenden Ausscheidung der gelösten Kristallart — haben. Nach Überschreitung einer gewissen Alterungszeit, die mit der Höhe der Alterungstemperatur stark abnimmt, wird der Prozeß der Keimbildung der sich ausscheidenden Kristallart von dem Wachstumsprozeß der Keime übertroffen: Härte und Festigkeit nehmen nach Erreichung eines Höchstwertes wieder ab.

Neben der Härte und Festigkeit, deren Erhöhung das Kennzeichen des Vergütungsvorganges in allen Legierungen ist, können sich — wie besonders Untersuchungen an aluminiumreichen Legierungen und Cu-Be-Legierungen gezeigt haben — bei der Alterung übersättigter Mischkristalle auch noch andere Eigenschaften (elektrischer Widerstand, Dichte, Ätzangriff sowie magnetische Eigenschaften bei ferromagnetischen Legierungen) in einer Richtung ändern, die der bei der Ausscheidung einer Phase zu erwartenden widerspricht. Alle diese „Anomalien", die übrigens zeitlich unabhängig voneinander verlaufen und nach gewissen Alterungszeiten vor den zu erwartenden Änderungen dieser Eigenschaften zurücktreten, sind, worauf besonders Masing[2] hingewiesen hat, nicht mehr als in Widerspruch mit der Ausscheidungstheorie zu betrachten, sondern als „Begleiterscheinungen einer hochdispersen Ausscheidung einer Kristallart anzusehen, die sich, der Eigenart der betreffenden Eigenschaft und den besonderen Bedingungen des Ausscheidungsvorganges entsprechend, bei verschiedenen Dispersitätsgraden bemerkbar machen."

Bereits Fraenkel und seine Mitarbeiter[3] hatten die Beobachtung der Widerstandsänderung benutzt, um in das Wesen der Duraluminvergütung tiefer einzudringen. Die von ihnen bei der Vergütung bei Raumtemperatur gefundene Widerstandserhöhung geht nach sehr langen Alterungszeiten im Sinne der Ausscheidungstheorie wieder zurück[4]. Wird Duralumin bei erhöhter Temperatur gealtert, so fällt der Widerstand nach einem anfänglichen Anstieg in sehr viel kürzerer Zeit. Dem Duralumin analog verhalten sich die von Masing und Dahl[5] eingehend untersuchten Cu-Be-Legierungen. Im Gegensatz dazu fällt bei den Ag-Cu-[1] und Pb-Sb-Legierungen[2] der Widerstand unmittelbar nach dem Beginn der Alterung; auch bei relativ niedrigen Alterungstemperaturen[3].

Es hat danach den Anschein, daß die bei den genannten und einigen anderen analog aufgebauten Legierungen beobachtete Widerstandserhöhung, die als ein Maß für die Größe der Gitterstörung bei der beginnenden hochdispersen Entmischung anzusehen ist, besonders dann — wenn nicht ausschließlich — eintritt, wenn sich Keime einer intermetallischen Verbindung bilden müssen, während bei der Ausscheidung von reinen Komponenten, wie im Falle der Ag-Cu- und Pb-Sb-Legierungen, ein sofortiger Widerstandsabfall entsprechend den bei der Löslichkeitsänderung zu erwartenden Verhältnissen erfolgt[5]. Das darüber vorliegende Tatsachenmaterial ist zwar vorerst noch sehr spärlich.

Wie weiter unten gezeigt wird, reagiert der elektrische Widerstand sehr empfindlich auf feinbauliche Änderungen, und die Verfolgung seiner Änderung, vornehmlich zu Beginn der Alterung, erweist sich als sehr geeignet, um einen Einblick — wenn auch nicht in das Wesen der beginnenden Entmischung — so doch in den zeitlichen Ablauf des Entmischungsvorganges zu gewinnen. Gleichzeitig verspricht die Beobachtung der Eigenschaftsänderungen während der Vergütung eine Vertiefung unserer Kenntnis der hochdispersen Phasen überhaupt.

Der Vergütungsvorgang in Kupfer-Zinklegierungen.

Der Vergütungsvorgang ist bisher nur an Legierungen näher studiert worden, die aus einem an Grundmetall reichen Mischkristall aufgebaut sind. Diese Legierungen haben das Raumgitter des Grundmetalls, in dem Atome von einem oder mehreren Zusatzmetallen durch Substitution von Atomen des Grundmetalls statistisch verteilt sind. (Ideale Mischkristalle.) Beim Altern scheidet sich — je nach der Konstitution der betreffenden binären Legierungsreihe — entweder das Zusatzmetall als solches oder als eine aus beiden Metallen gebildete intermediäre Kristallart (Verbindung) aus. Bei analog aufgebauten ternären Mischkristallen kann sich unter anderem eine aus beiden Zusatzmetallen bestehende Kristallart oder eine ternäre Kristallart intermediärer Zusammensetzung ausscheiden.

---

[1] O. Dahl, E. Holm und G. Masing: a. a. O. M. L. V. Gayler und G. D. Preston: J. Inst. Met. Bd. 41, S. 191 bis 234. 1929; v. Göler und G. Sachs: a. a. O.

[2] G. Masing: Arch. Eisenhüttenwes. Bd. 2, S. 185 bis 194. 1928/29; Wiss. Veröff. Siemenskonzern Bd. 8, S. 187 bis 196. 1929; siehe auch W. Rosenhain: J. Iron Steel Inst. Bd. 110, S. 178. 1924; R. S. Archer: Trans. Amer. Soc. Steel Treating Bd. 10, S. 718 bis 747. 1926.

[3] W. Fraenkel und R. Seng: Z. Metallkunde Bd. 12, S. 225 bis 237. 1920; W. Fraenkel und E. Scheuer: ebenda Bd. 14, S. 49 bis 58. 1922.

[4] C. S. Taylor: Trans. Amer. Soc. Steel Treating Bd. 10, S. 742. 1926. Dasselbe wurde von v. Zeerleder und M. Bosshard (Z. Metallkunde Bd. 19, S. 467. 1927) an einer Al—Mg—Si-Legierung beobachtet. Nach 12monatiger Lagerung bei 20° war der Widerstand noch nicht wieder auf den Ausgangswert zurückgegangen.

[5] O. Dahl, Z. Metallkunde Bd. 20, S. 22 bis 24. 1928; G. Masing und O. Dahl: Wiss. Veröff. Siemenskonzern Bd. 8, S. 126 bis 141. 1929.

[1] W. Fraenkel: Z. anorg. Chem. Bd. 154, S. 386 bis 394. 1926; W. Fraenkel und P. Schaller: Z. Metallkunde Bd. 20, S. 237 bis 243. 1928. Vgl. auch N. Ageew, M. Hansen und G. Sachs, Z. Physik 1930. Im Druck.

[2] R. S. Dean, L. Zickrick und F. C. Nix: Trans. Amer. Inst. Min. Met. Eng. Bd. 73, S. 505 bis 529. 1926.

[3] Bei den Ag—Cu-Legierungen konnten vom Verfasser die Ergebnisse von Fraenkel-Schaller bestätigt und durch Messungen bei Anlaßtemperaturen unter 200° erweitert werden.

[4] Einen Ansatz zur Erklärung der Widerstandserhöhung bei der Vergütung von Cu—Be-Legierungen hat G. Masing gemacht (Wiss. Veröff. Siemenskonzern Bd. 8, S. 192 bis 196. 1929).

[5] Die dieser Auffassung entgegenstehende Beobachtung von O. Dahl (Wiss. Veröff. Siemenskonzern Bd. 6, S. 222 bis 229. 1927), wonach bei der Alterung von Cu—Mg-Legierungen bei 400° keine Widerstandserhöhung stattfindet, wird auf die relativ hohe Alterungstemperatur zurückzuführen sein.

Digitized by Google

Im Hinblick auf die bei der Alterung übersättigter idealer Mischkristalle gesammelten Erkenntnisse war es interessant, den Ablauf der hochdispersen Entmischung mit Hilfe von Widerstandsmessungen in solchen Legierungen zu verfolgen, die im abgeschreckten Zustande aus einem übersättigten Mischkristall intermediärer Zusammensetzung bestehen. Zu diesen Legierungen gehören die Kupfer-Zink-Legierungen des ($\alpha+\beta$)-Gebietes mit 61,0 bis 54,3% Cu, die nach dem Zustandsdiagramm (Abb. 1) durch Abschrecken bei Temperaturen oberhalb der β ($\alpha+\beta$)-Grenzkurve in den Zustand eines bei Raumtemperatur übersättigten β-Mischkristalls überführt werden und die sich durch darauffolgendes Anlassen bei erhöhter Temperatur unter Ausscheidung des gesättigten α-Mischkristalls mit 61% Cu entmischen. Aus zwei Gründen war zu vermuten, daß die die hochdisperse Entmischung begleitende Widerstandsänderung in anderer Weise erfolgen würde als bei der Vergütung der bisher untersuchten Legierungen.

1. Das Raumgitter der lösenden β-Kristallart zeichnet sich durch eine geordnete Verteilung der Cu- und Zn-Atome aus; es besteht nach Westgren und Phragmén[1] aus zwei einfachen kubischen Gittern, die einander zentrieren (CsCl-Struktur[2]). Beim Altern müssen sich in diesem Gitter Keime des α-Mischkristalls (Kupfergitter mit statistisch verteilten Zn-Atomen) bilden, ein Vorgang, der von dem bei der Entmischung idealer Mischkristalle auftretenden durchaus verschieden ist.

2. Während eine Legierung im Zustande eines übersättigten idealen Mischkristalls stets einen höheren Widerstand (bei Raumtemperatur) besitzt als im entmischten (Gleichgewichts-)Zustande, verhalten sich die zu betrachtenden Kupfer-Zinklegierungen gerade umgekehrt. Nach Messungen von Matsuda[3] ändert sich der Widerstand dieser Legierungen nach dem Abschrecken bei verschiedenen Temperaturen in der in Abb. 2 wiedergegebenen Weise: Eine im Zustandsgebiet des β-Mischkristalls abgeschreckte Legierung hat einen kleineren Widerstand als im vollkommen entmischten Zustande[4]. Im fortgeschrittenen Stadium der Vergütung, besonders bei höheren Alterungstemperaturen, ist also eine Annäherung an den höheren Widerstand der im Gleichgewicht befindlichen Legierung zu erwarten.

Eine Beeinflussung der Widerstandsänderung während der Vergütung durch die im β-Mischkristall stattfindende „Umwandlung" bei 453° ist nicht zu erwarten, da diese Umwandlung keine Phasenumwandlung ist und durch Abschrecken nicht überprungen werden kann[5]. In der Tat konnte bei der Alterung (bei 175, 200 und 225°) einer bei 800° abgeschreckten Legierung mit 52,17% Cu, die bei allen Temperaturen zwischen Raumtemperatur und Solidustemperatur nur aus β-Mischkristallen besteht, keine Änderung des Widerstandes beobachtet werden[1].

1. Änderung des elektrischen Widerstandes während der Alterung.

a) Experimentelles. Ein Teil der Legierungen lag in Form hartgezogener, aus reinen Ausgangsstoffen hergestellter Drähte von 5 mm Durchmesser vor[2]. Die übrigen Legierungen wurden aus Elektrolytkupfer und Zink „Kahlbaum" erschmolzen, zu Rundstäben von

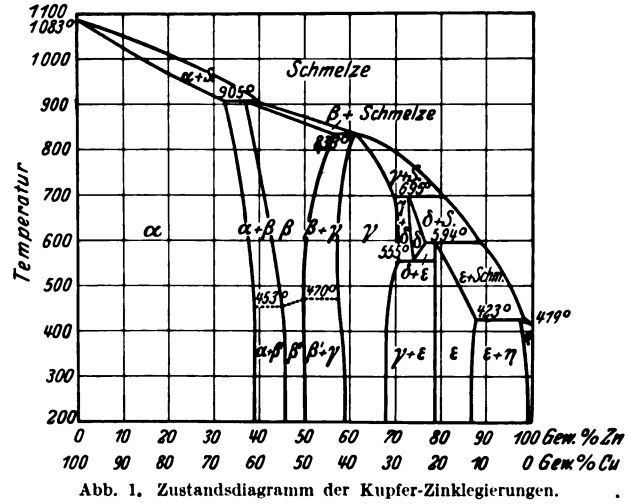


Abb. 1. Zustandsdiagramm der Kupfer-Zinklegierungen.

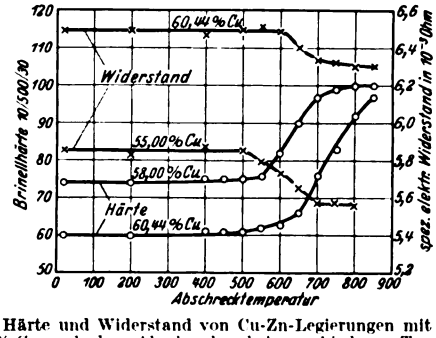


Abb. 2. Härte und Widerstand von Cu-Zn-Legierungen mit 60,44% und 58,00% Cu nach dem Abschrecken bei verschiedenen Temperaturen (nach Matsuda).

Wärmebehandlung: Bei 700° geglüht, langsam im Ofen erkalten gelassen und darauf 30 Min. bei Temperaturen zwischen 200° und 850° geglüht und in Wasser abgeschreckt.

150 mm Länge und 15 mm Durchmesser vergossen (Eisenkokille) und darauf auf etwa 7 mm heruntergeschmiedet und auf 5 mm Durchmesser abgedreht. Alle Legierungen waren frei von Blei.

Für die Widerstandsmessungen wurden kleine Stäbchen von 60,3 mm Länge verwendet. Die Proben wurden bei hinreichend hohen Temperaturen (870 bis 820°) geglüht und möglichst schnell in Eiswasser oder kaltem Wasser abgeschreckt. Schnelles Abschrecken war be-

[1] A. Westgren und G. Phragmén: Phil. Mag. Bd. 50, S. 311 bis 341. 1925.

[2] Die β-Kristallart ist danach als ein Mischkristall auf der Basis der Verbindung CuZn (49,3% Cu) anzusehen.

[3] T. Matsuda: J. Inst. Met. Bd. 39, S. 67 bis 108. 1928.

[4] Das geht auch aus dem Verlauf der Widerstandsisotherme für 20° hervor (J. L. Haughton und W. T. Griffiths: J. Inst. Met. Bd. 34, S. 245 bis 253. 1925).

[5] Eine Zusammenfassung der die Umwandlung im β-Mischkristall behandelnden Arbeiten siehe bei O. Bauer und M. Hansen: Der Aufbau der Kupfer-Zinklegierungen, eine Monographie. Berlin: Julius Springer 1927. Vgl. auch C. H. Johannsson: Ann. Physik Bd. 84, S. 976 bis 1008. 1927.

[1] Die von Matsuda gefundenen Ergebnisse, wonach die in Abb. 2 dargestellten Kurven bei 453° keine diskontinuierliche Änderung des Widerstandes aufweisen, sind damit in Einklang.

[2] Der Hirsch- (Kupfer- und Messingwerke) A.-G., Berlin, bin ich für die bereitwillige Herstellung der Drähte zu herzlichem Dank verpflichtet.

Digitized by Google

sonders bei der Legierung mit 60,58% Cu unerläßlich, da sonst infolge der außerordentlich hohen Geschwindigkeit, mit der sich die Legierungen über 60% Cu schon während des Abschreckens entmischen[1], der übersättigte Zustand nicht oder nur teilweise erhalten bleibt. Es würde dann die Voraussetzung für die Vergütbarkeit der Legierung entweder ganz fehlen[2], oder der erhaltene Übersättigungsgrad würde demjenigen einer kupferärmeren Legierung entsprechen. Die Höhe der Abschreckungstemperatur war, sofern eine Entmischung während der Abschreckung verhindert wurde, ohne Einfluß auf den Verlauf der Widerstandsänderung während der Alterung.

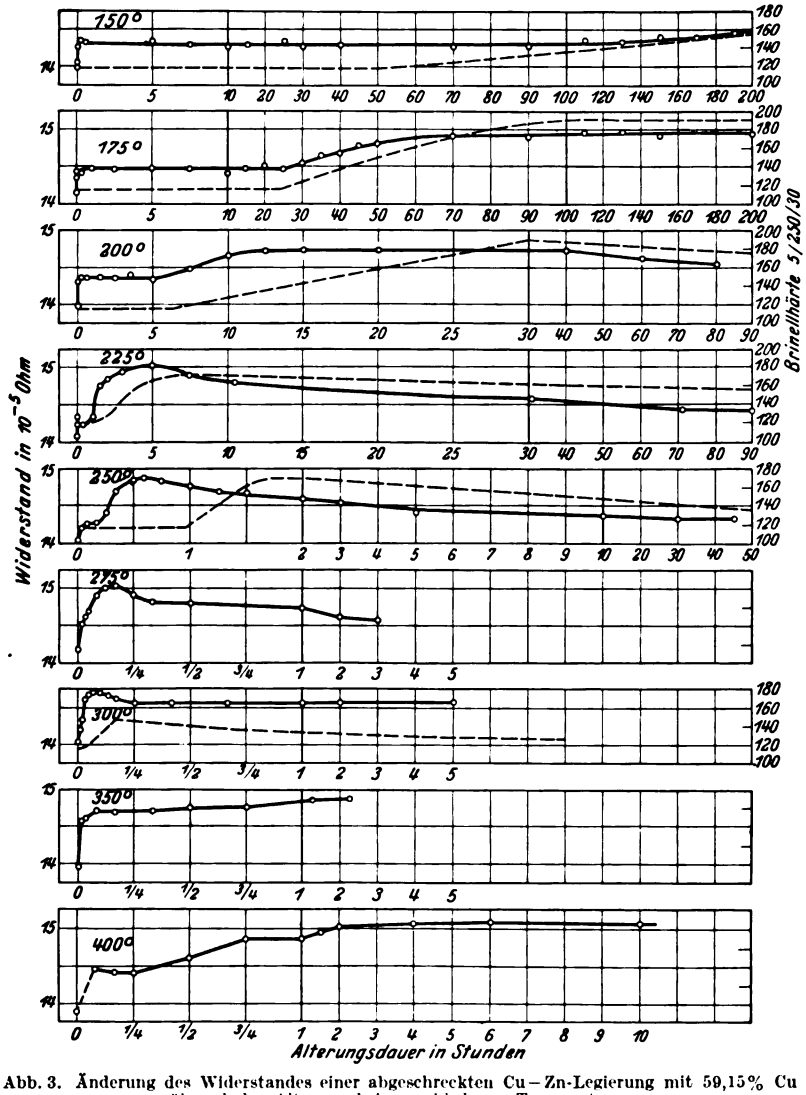


Abb. 3. Änderung des Widerstandes einer abgeschreckten Cu–Zn-Legierung mit 59,15% Cu während der Alterung bei verschiedenen Temperaturen.
Vorbehandlung: 1 Stunde bei 820° geglüht und abgeschreckt.

Das Altern erfolgte in elektrisch geheizten Ölbädern (bei 100 bis 225°) und Salzbädern (bei 250° und höheren Temperaturen). Die Temperaturschwankung war bei kurzen Glühungen nicht größer als $\pm 1°$, bei längeren Glühdauern betrug sie etwa $\pm 3°$. Von Zeit zu Zeit wurde die Alterung durch Abschrecken in Benzol bzw. Wasser unterbrochen und der Widerstand mit einer Thomsonbrücke von Siemens und Halske in Verbindung mit einem Spiegelgalvanometer gemessen. Zum Einspannen der Stäbchen diente eine aus vier Stahlschneiden bestehende Vorrichtung, die ein schnelles Arbeiten ermöglichte. Der Abstand der inneren Schneiden betrug 50,29 mm, der äußeren Schneiden etwa 54 mm. Die Proben wurden nach dem Abschrecken einige Zeit bei Raumtemperatur belassen und dann zwei- bis dreimal gemessen. Die Meßgenauigkeit betrug 0,12 bis 0,15%. Ein Eintauchen der Einspannvorrichtung in einen Vaselinölthermostaten stellte sich, wie an einigen Versuchsreihen gezeigt wurde, als unnötig heraus, da die Raumtemperatur nur sehr wenig schwankte und es nur auf die Feststellung der Widerstandsänderung ankam. Die Meßreihen waren sehr gut zu reproduzieren.

b) Der Einfluß der Alterungstemperatur. In den Abb. 3 bis 6 sind die Ergebnisse der Widerstandsmessungen[1] an vier Legierungen mit steigendem Übersättigungsgrad wiedergegeben[2]. Besonderer Wert wurde auf die Bestimmung der Widerstandsänderung am Anfang der Alterung gelegt.

Die für einige Anlaßtemperaturen gestrichelt eingezeichneten Kurven der gleichzeitigen Härteänderung sind für einen Vergleich mit dem Verlauf der Widerstandsänderung nicht geeignet, da die Härteänderungen an anderen Proben (Platten) verfolgt wurden. Die in einigen Fällen beobachtete auffallende Parallelität in der zeitlichen Änderung der beiden Eigenschaften ist wohl als mehr oder weniger zufällig anzusehen, zumal sich bei anderen Legierungen Widerstand und Härte unabhängig voneinander ändern.

Die Legierung mit 59,15% Cu. Aus Abb. 3 geht hervor, daß bei 400° sich der Widerstand in der nach Abb. 2 zu erwartenden Weise ändert, d. h. sich allmählich dem höheren Widerstandswert der vollkommen entmischten Legierung nähert, ohne ihn jedoch zu erreichen. Der spezifische Widerstand[1] $\left(\text{in } \frac{\text{Ohm} \cdot \text{mm}^2}{\text{m}}\right)$

[1] O. Bauer und M. Hansen: Der Aufbau der Kupfer-Zinklegierungen, eine Monographie, S. 90ff. Berlin: Julius Springer 1927; Z. Metallkunde Bd. 19, S. 423 bis 434. 1927.

[2] Bei den magnesiumreichen Mg–Cu-Legierungen ist eine Vergütung wegen der großen Entmischungsgeschwindigkeit des Mischkristalls unmöglich; M. Hansen: J. Inst. Met. Bd. 37, S. 93 bis 100. 1927; Mitt. Materialpr.-Amt und Kais. Wilh.-Inst. Metallforsch. Sonderheft 3, S. 21 bis 28. 1927.

[1] In diesen und allen folgenden Abbildungen ist der Widerstand der jeweils verwendeten Probe in Ohm angegeben. Wegen geringer Unterschiede im Durchmesser der Proben, was schon durch die verschiedenen Anfangswerte des Widerstandes zum Ausdruck kommt, sind die Widerstandswerte absolut genommen nicht vergleichbar. Der daraus berechnete spezifische Widerstand macht keinen Anspruch auf große Genauigkeit.

[2] Der verschiedene und wechselnde Maßstab der Zeitachse ist zu beachten.

Digitized by Google

der Legierung nach dem Abschrecken beträgt im Mittel 0,0543. Nach vierstündigem Anlassen auf 400° ist er auf 0,0588 gestiegen. Der fast gleiche Widerstand nach zehnstündigem Anlassen entspricht jedoch noch nicht dem Widerstand der völlig entmischten Legierung (Gleichgewichtszustand), denn darauffolgendes einstündiges Glühen bei 450° erhöhte den Widerstand weiter auf 0,0602, während die Legierung im Gleichgewichtszustand einen noch höheren Widerstand (rund 0,0650) haben müßte[1].

Bei 350° ist der Verlauf ähnlich, doch erreicht hier der Widerstand entsprechend der noch größeren Entfernung vom Gleichgewichtszustand einen etwas weniger hohen Wert (rund 0,0578 nach $2^1/_4$ St.). Auffallend ist der starke Anstieg bereits nach $^1/_2$ bis 1 Min.[2].

Auch bei 300° steigt der Widerstand nach sehr kurzen Anlaßzeiten schnell an, fällt aber nach Erreichung eines Höchstwertes auf einen konstant bleibenden Endwert ab. Der spezifische Widerstand konnte bei dieser Probe nicht ermittelt werden.

Bei 275° ist der Verlauf der Widerstandsänderung ähnlich dem bei 300°. Nach Erreichung eines Höchstwertes, bei dem sich der spezifische Widerstand bis auf 0,0581 dem Widerstand der völlig entmischten Legierung nähert, sinkt der Widerstand nach dreistündigem Anlassen auf 0,0564[3]. Der Abfall auf den Endwert erfolgt bedeutend langsamer als bei 300°. Bemerkenswert ist, daß der Widerstand in der ersten Minute um sehr viel mehr ansteigt als in den folgenden Minuten.

Aus den für 250° und tiefere Temperaturen geltenden Kurven geht einwandfrei hervor, daß der Widerstandsanstieg in zwei — bei diesen Alterungstemperaturen deutlich voneinander zu unterscheidenden — Schritten verläuft. Nach dem ersten sprunghaften Anstieg, der bereits nach sehr kurzer Anlaßdauer beendet ist und dessen Größe von der Alterungstemperatur offenbar wenig abhängt, bleibt der Widerstand eine mit fallender Alterungstemperatur immer größer werdende Zeit konstant[4]. Die zweite bedeutend langsamer verlaufende Widerstandserhöhung ist um so größer und früher beendet[5], je höher die Alterungstemperatur ist. Nach Erreichung eines Höchstwertes, der bei 200° und tieferen Temperaturen längere Zeit erhalten bleibt[6], fällt der Widerstand ab — und zwar um so langsamer, je tiefer die Alterungstemperatur ist — und nähert sich allmählich einem für jede Temperatur charakteristischen Endwert[7].

Die Legierungen mit 59,74, 59,93 und 60,58% Cu. Die bei der Alterung dieser Legierungen beobachteten Widerstandsänderungen (Abb. 4 bis 6) entsprechen den für die Legierung mit 59,15% Cu beschriebenen Änderungen vollkommen[1]. Auch hier wird bei genügend tiefen Alterungstemperaturen eine Trennung der beiden die Erhöhung des Widerstandes verursachenden Vorgänge beobachtet. Bei höheren Temperaturen folgt dagegen die zweite Erhöhung unmittelbar auf die erste, so daß eine große Anzahl Messungen in kurzen Zeitabständen notwendig ist[2].

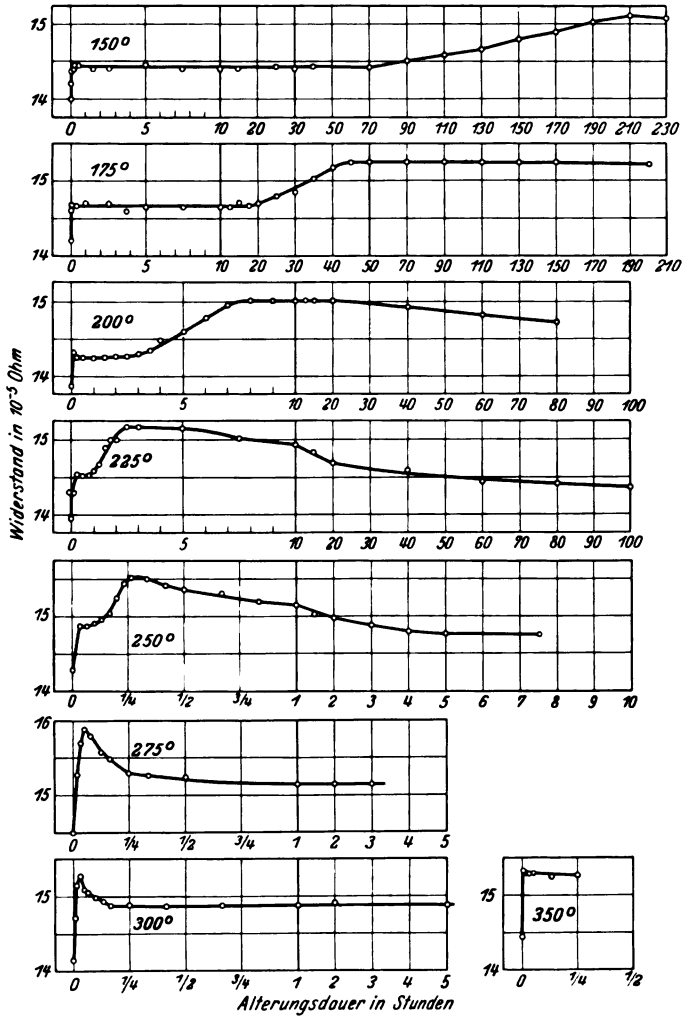


Abb. 4. Änderung des Widerstandes einer abgeschreckten Cu – Zn-Legierung mit 59,74% Cu während der Alterung bei verschiedenen Temperaturen. Vorbehandlung: 15 Min. bei 870° geglüht und abgeschreckt.

Deutung der Ergebnisse. Die während der Alterung beobachteten Widerstandsänderungen (sprung-

[1] J. L. Haughton und W. T. Griffiths: J. Inst. Met. Bd. 34, S. 245 bis 253. 1925.

[2] Während dieses kurzen Verweilens im Salzbad hat die Probe die gewünschte Temperatur naturgemäß eine bedeutend kürzere Zeit innegehabt.

[3] Bei längerer Alterung wird der Widerstand wahrscheinlich noch weiter fallen.

[4] Bei 250° etwa 10 Min., bei 225° etwa $^1/_2$ St., bei 200° 5 St., bei 175° 25 St., bei 150° rund 100 St.

[5] Bei 250° dauert der Anstieg auf den Höchstwert etwa 25 Min., bei 225° etwa $^1/_2$ St., bei 200° $7^1/_2$ St., bei 175° 45 St., bei 150° länger als 80 St. Auf die Größe der Widerstandsänderungen wird weiter unten eingegangen.

[6] Bei 200° etwa 30 St., bei 175° länger als 130 St., bei 150° ist der Höchstwert nach 200 St. noch nicht erreicht.

[7] Bei dieser Legierung wurde der Endwert nur bei 250° (nach 30 bis 40 St.) und 225° (nach 70 bis 80 St.) nahezu erreicht. Der spezifische Widerstand betrug 0,0554 bzw. 0,0557.

[1] Nur die Legierung mit 60,58% Cu macht hinsichtlich der Größe der Widerstandsänderungen bei 175, 275 und 300° eine Ausnahme. Auf die Ursache wird weiter unten eingegangen.

[2] Wäre die Widerstandsänderung während der Alterung nicht nach jedesmaligem Abschrecken, sondern bei der Alterungstemperatur verfolgt worden, so wäre der erste sprunghafte Anstieg und bei höheren Temperaturen auch ein Teil des (durch die Entmischung hervorgerufenen) zweiten Anstieges der Beobachtung entgangen. In der Zeit, die zur Einstellung des Temperaturgleichgewichtes vor der ersten Messung notwendig ist, hätten sich diese Gitteränderungen bereits vollzogen.

Digitized by Google

hafter Anstieg, langsamer verlaufender Anstieg und Abfall auf den Endwert) lassen auf das Vorhandensein dreier Vorgänge schließen, die bei hinreichend tiefen Alterungstemperaturen zeitlich nacheinander verlaufen. Bei höheren Temperaturen dagegen werden die drei

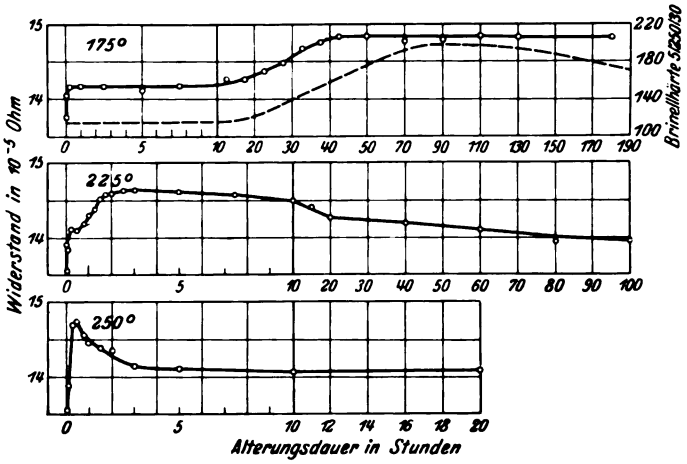


Abb. 5. Änderung des Widerstandes einer abgeschreckten Cu—Zn-Legierung mit 59,93% Cu während der Alterung bei verschiedenen Temperaturen. Vorbehandlung: 15 Min. bei 870° geglüht und abgeschreckt.

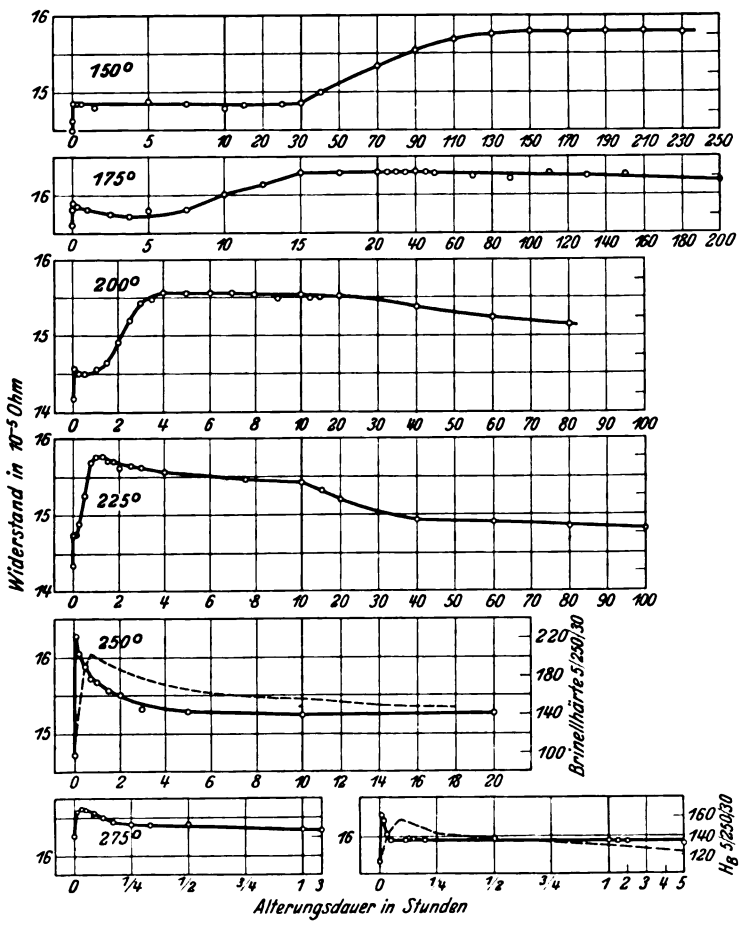


Abb. 6. Änderung des Widerstandes einer abgeschreckten Cu—Zn-Legierung mit 60,58% Cu während der Alterung bei verschiedenen Temperaturen. Vorbehandlung: 15 Min. bei 870° geglüht und abgeschreckt.

Vorgänge so stark beschleunigt, daß sie zum Teil gleichzeitig ablaufen. Es kommt also zu einer Überlagerung der einzelnen Widerstandsänderungen: man beobachtet gewissermaßen ihre Differenz. Im folgenden soll versucht werden, für die einzelnen Stadien eine Deutung zu geben.

Die erste sprunghafte Erhöhung des Widerstandes wird durch einen Vorgang im Raumgitter hervorgerufen, der keinen Anteil an der Vergütung hat, da die Härte während dieser Zeit und der darauffolgenden Dauer des konstant bleibenden Widerstandes nicht ansteigt. Da diese Gitteränderung der Vergütung vorausgeht und mit dieser nicht zusammenhängt — was auch aus der Trennung der beiden Prozesse durch eine Periode konstant bleibenden Widerstandes hervorgeht —, so wird man einen in homogener Phase verlaufenden Vorgang annehmen müssen. Durch die Auffindung eines solchen Vorganges hat die Auffassung, daß der Vergütungsvorgang bereits in seinem Anfangsstadium heterogenen Charakter hat (hochdisperse Entmischung, Keimbildung), sehr an Sicherheit gewonnen.

Über die Natur der in dem ersten Stadium der Alterung auftretenden Gitteränderung läßt sich auf Grund der Widerstandsmessungen natürlich nichts Genaues sagen, doch wird man eine Verteilungsänderung der Kupfer- und Zinkatome annehmen können, die röntgenometrisch nicht wahrnehmbar ist, da sie sich im Gebiet atomarer Dispersion abspielt. Die Beobachtung der Widerstandsänderung zeigt sich hier also der röntgenometrischen Verfolgung des Vergütungsvorganges überlegen.

Die Annahme, daß eine Änderung der Verteilung der Atome eine Störung des Gitters und damit einen erhöhten elektrischen Widerstand ergeben kann, erscheint einleuchtend, wenn man bedenkt, daß die Legierungen, die im abgeschreckten Zustand nur aus der β-Kristallart (CsCl-Struktur) bestehen, nach der Entmischung vorwiegend aus der α-Kristallart (kubisch-flächenzentriert) aufgebaut sind. Die untersuchten Legierungen mit 59,15, 59,74, 59,93 und 60,58% Cu bestehen im Gleichgewichtszustand zu 72,5 bzw. 81,5, 84 und 94% (!) aus α-Kristallen.

Sind es wirklich durch Verteilungsänderung der Atome entstandene Gitterstörungen, die den ersten sprunghaften Widerstandsanstieg herbeiführen, so ist zu erwarten, daß mit fortschreitender Alterung bei relativ hohen Temperaturen[1] die Störungen allmählich wieder beseitigt werden und damit ein Abfall des Widerstandes eintritt. In der Tat konnte in einem Falle (Abb. 14, Legierung 58,27% Cu) ein deutlicher Abfall des Widerstandes (bis nahezu auf den Anfangswert) wahrgenommen werden, bevor der zweite Anstieg erfolgte[2]. Auch die bei den kupferreicheren Legierungen (Abb. 3 bis 6) in einigen Fällen[3] beobachtete kleine Abnahme des Widerstandes unmittelbar nach seiner Erhöhung dürfte auf die Beseitigung von Gitterstörungen zurückzuführen sein. Der Widerstandsabfall kommt hier jedoch nicht voll zur Auswirkung, da in diesen Legierungen der die zweite Er-

[1] Daß bei tieferen Temperaturen (150 bis 200°) die Spannungen erhalten bleiben, der Widerstand also über lange Zeit konstant bleibt, ist verständlich.

[2] Auf diese Kurven wird weiter unten (S. 32 bis 33) eingegangen.

[3] Vgl. insbesondere Abb. 3, Alterungstemperatur 225°.

Digitized by Google

höhung verursachende Vorgang bereits nach kurzen Alterungszeiten einsetzt.

Durch Untersuchungen von Matsuda[1] wird die Existenz der auch bei relativ tiefen Temperaturen ziemlich schnell verlaufenden Gitteränderung bestätigt. Auf den Widerstandstemperaturkurven (Erhitzungsgeschwindigkeit 4° pro Minute) einer bei 700 bzw. 750, 800 und 850° abgeschreckten Legierung mit 60,44% Cu (Abb. 7) treten bei etwa 110° kleine Widerstandserhöhungen[2] auf, die bei weiter steigender Temperatur nicht zurückgehen. Bei tieferen Temperaturen als 110° scheint die Änderung nicht merklich zu sein. Da der Übersättigungsgrad der bei 750 und 700° abgeschreckten Proben nach Abb. 1 von dem der bei 800 und 850° abgeschreckten verschieden ist, hat es den Anschein, als ob diese Temperatur von der Zusammensetzung des übersättigten Mischkristalls unabhängig ist, was ebenfalls im Sinne der oben gegebenen Deutung ist. Bei einer Legierung mit 58,00 Cu konnte der Widerstandsanstieg nicht gefunden werden.

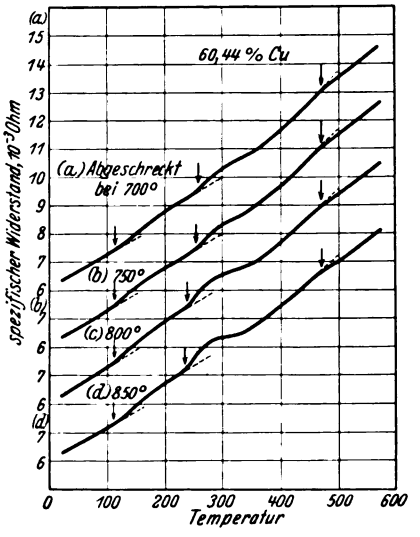


Abb. 7. Widerstandstemperaturkurven einer bei verschiedenen Temperaturen abgeschreckten Cu–Zn-Legierung mit 60,44% Cu (nach Matsuda).

Der zweite Widerstandsanstieg ist auf den Entmischungsvorgang zurückzuführen, der bei tiefen Alterungstemperaturen erst nach einer mit fallender Alterungstemperatur stark zunehmenden Periode konstanten Widerstandes, der Induktionsperiode der Keimbildung, einsetzt. Bei höheren Temperaturen erfolgt die Keimbildung in ungleich kürzerer Zeit, so daß die Induktionsperiode fehlt und der zweite Widerstandsanstieg sich unmittelbar dem ersten anschließt.

Infolge der Eigenart der hochdispersen Entmischung und den damit verbundenen inneren Spannungen tritt jedoch — in Analogie mit den an anderen Legierungen gemachten Beobachtungen — eine „anormale" Widerstandserhöhung ein: Die Entmischung führt zu einem größeren Widerstand, als dem nach längeren Alterungszeiten erreichten Endzustand des Entmischungsvorganges bei der betreffenden Alterungstemperatur entspricht. Nach einer gewissen Zeit, in der der Ausscheidungsvorgang vor dem fast gleichzeitig einsetzenden Vorgang des Keimwachstums zurücktritt, muß also ein Abfall auf diesen Endwert erfolgen. Der Endwert selbst entspricht einem um so kleineren spezifischen Widerstand, je tiefer die Alterungstemperatur, d. h. je weniger fortgeschritten die Entmischung ist[1]. Der Widerstandsabfall muß also bei tiefen Alterungstemperaturen größer als bei höheren sein.

In Abb. 8 sind die bei der Alterung von Duralumin (und analog aufgebauter Legierungen) einerseits und von β (Cu-Zn)-Mischkristallen andererseits beobachteten Widerstandsänderungen schematisch dargestellt. Daraus geht hervor, 1. daß beim β-Messing — im Gegensatz zu den für Duralumin geltenden Verhältnissen — der Widerstandswert der abgeschreckten Legierung nach beendeter „anormaler" Änderung nicht wieder erreicht wird, da der Widerstand einer auch nur teilweise entmischten Legierung stets oberhalb des Widerstandes der abgeschreckten Legierung liegt; 2. daß beim Duralumin durch die „anormale" Widerstandserhöhung eine

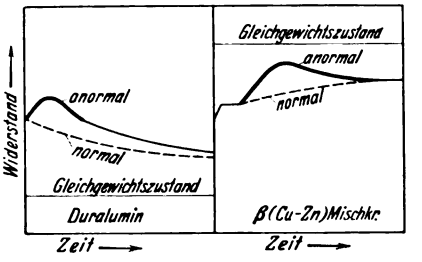


Abb. 8. Schematische Darstellung der Widerstandsänderung bei der Vergütung des Duralumins und übersättigter β (Cu – Zn)-Mischkristalle.

Entfernung vom Widerstand der im Gleichgewicht befindlichen Legierung eintritt, während sich beim β-Messing der Widerstand während der „anormalen" Änderung dem Widerstand der im Gleichgewicht befindlichen Legierung nähert und sich dann wieder davon entfernt. Die Größe der „anormalen" Widerstandserhöhung beim β-Messing stellt sich also als Differenz des gesamten Widerstandsanstieges (bis zum Höchstwert) und des normalen Widerstandsanstieges infolge der Entmischung (bis zum konstanten Endwert) dar.

Bei relativ hohen Alterungstemperaturen tritt in Analogie mit den Beobachtungen am Duralumin und anderen vergütbaren Legierungen keine „anormale" Widerstandserhöhung ein, da dann der Prozeß des Keimwachstums vorherrscht und eine Verspannung des Raumgitters nicht mehr eintritt (vgl. die gestrichelten Kurven in Abb. 8).

Die durch die Ausscheidung der α-Kristallart hervorgerufene Erhöhung des Widerstandes ist auch auf den Widerstandstemperaturkurven der Abb. 7 zu sehen. Bei der von Matsuda[2] angewendeten Erhitzungsgeschwindigkeit beginnt der beschleunigte Widerstandsanstieg bei 240 bis 270° merklich zu werden. Er ist um so größer

[1] T. Matsuda: J. Inst. Met. Bd. 39, S. 67 bis 108. 1928. Die Arbeit wurde während der Durchführung der eigenen Untersuchungen veröffentlicht.

[2] Eine Deutung dieser Erscheinung gibt Matsuda nicht: er spricht von einer anormalen Änderung des Widerstandes, die nicht von einer Härteänderung begleitet sei.

[1] Vgl. die oben angegebenen Werte des spezifischen Widerstandes.

[2] T. Matsuda: a. a. O.

Digitized by Google

und beginnt bei um so tieferen Temperaturen, je größer der Übersättigungsgrad der Legierung ist, je mehr α-Kristalle sich also ausscheiden. Bei weiter steigender Temperatur geht die plötzliche Zunahme des Widerstandes wieder zurück[1]. Dieser Rückgang des Widerstandes ist mit unseren Beobachtungen, wonach der größte Teil des Widerstandsanstieges „anormal" ist, in bester Übereinstimmung[2].

Die Größe der Widerstandsänderungen. Da die aus den Widerstandszeitkurven zu entnehmende Größe der Widerstandsänderungen nicht vergleichbar ist[3] und eine hinreichend genaue Berechnung des spezifischen Widerstandes nur bei wenigen Proben möglich war, wurden die prozentualen Änderungen berechnet. Sie sind in Abb. 9 dargestellt. In einigen Fällen sind die Werte von zwei oder drei Bestimmungen eingetragen; sie geben einen Anhalt für die Größe der möglichen Abweichungen.

Der sprunghafte Anstieg (×) am Anfang der Alterung beträgt bei der Legierung mit 59,15% Cu rund 2%, für

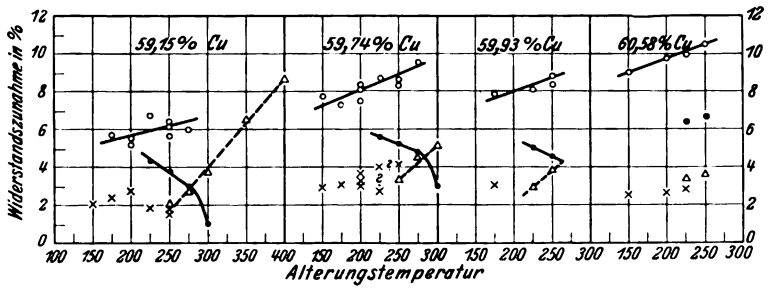


Abb. 9. Prozentuale Zunahmen des Widerstandes abgeschreckter Cu–Zn-Legierungen durch Alterung bei verschiedenen Temperaturen.

× Größe der sprunghaften Widerstandszunahme in Prozenten des Anfangswertes.
—○— Größe der gesamten Widerstandszunahme bis zum Höchstwert in Prozenten des Anfangswertes.
—●— Größe der Widerstandszunahme vom Endwert auf den Höchstwert in Prozenten des Endwertes.
—△— Größe der Widerstandszunahme bis zum Endwert in Prozenten des Anfangswertes.

die Legierungen mit 59,74 und 59,93% Cu rund 3%. Bei der Legierung mit 60,58% Cu müßte die Erhöhung offenbar noch etwas größer sein. Der kleinere Wert (2,5 bis 2,8%) erklärt sich jedoch dadurch, daß man wegen der außerordentlich großen Geschwindigkeit, mit der sich diese Legierung während des Abschreckens entmischt, nicht immer eine wirksame Abschreckung in der Hand hatte. In keinem Falle gelang es, eine — wenn auch meist sehr geringe — mikroskopische Entmischung (an den Krongrenzen der β-Kristalle) zu verhindern[4]. Aus diesem Grunde weichen die mit der kupferreichsten Legierung gewonnenen Ergebnisse auch in einigen anderen Fällen hinsichtlich der Größe der Widerstandsänderungen von den Gesetzmäßigkeiten ab.

Die gesamte Widerstandszunahme in Prozenten bis zum Höchstwert des Widerstandes (○) wird bei allen vier Legierungen mit steigender Alterungstemperatur deutlich größer[1]. Da jedoch der Widerstand — im Gegensatz zu den Verhältnissen beim Duralumin — nicht auf den Ausgangswert zurückkehrt, geben diese Werte kein Bild von dem „anormalen" Widerstandsanstieg; dieser müßte ja auch mit steigender Alterungstemperatur abnehmen.

Als Maß für die „anormale" Widerstandserhöhung ist vielmehr die prozentuale Zunahme (●) des Widerstandes vom Endwert auf den Höchstwert anzusehen, die, wie zu erwarten, mit erhöhter Temperatur abnimmt. Es gilt also: Mit steigender Alterungstemperatur wächst der allein durch Entmischung hervorgerufene normale Widerstandsanstieg bis auf den konstanten Endwert stärker als der aus normaler Erhöhung (infolge Entmischung) und anormaler Erhöhung (infolge der mit der hochdispersen Entmischung verbundenen Gitterstörung) zusammengesetzte Widerstandsanstieg bis auf den Höchstwert.

Die prozentuale Zunahme des Widerstandes bis zum Endwert (△) ist ein Maß für die Größe der Entmischung selbst. Sie ist, wie zu erwarten, um so größer, je höher die Alterungstemperatur ist.

c) Der Einfluß der Zusammensetzung. In den Abb. 10 bis 16 sind die für die Alterungstemperaturen 150, 175, 200, 225, 250, 275 und 300° geltenden Widerstandszeitkurven in jeweils gleichem Maßstab dargestellt[2].

Für die zeitliche Änderung des Widerstandes ergibt sich, daß die durch die hochdisperse Entmischung hervorgerufene anormale Widerstandserhöhung um so früher einsetzt und um so früher beendet ist, je übersättigter der Mischkristall ist. Auch die Größe der anormalen Widerstandszunahme (●) und der durch die Entmischung hervorgerufenen normalen Widerstandserhöhung bis zum konstanten Endwert (△) nimmt bei gleicher Alterungstemperatur mit steigendem Übersättigungsgrad zu (vgl. Abb. 9). Beide Gesetzmäßigkeiten entsprechen nach der gegebenen Deutung den Erwartungen.

Im einzelnen ist zu den Abbildungen noch folgendes zu bemerken:

1. Bei hinreichend tiefen Anlaßtemperaturen ist die der Entmischung vorangehende Gitteränderung zeitlich zu verfolgen (Abb. 10).

2. Die Alterungsversuche bei 200 und 225° wurden auf eine kupferärmere Legierung ausgedehnt (Abb. 12 und 13). Man erkennt, daß die Induktionsperiode der Entmischung mit weiter abnehmendem Übersättigungsgrad ganz außerordentlich vergrößert wird.

3. Auf den bei der Alterung bei 250° einer Legierung mit 58,27% Cu beobachteten allmählichen Abfall des Widerstandes (infolge fortschreitender Beseitigung der

[1] Dieselben Beobachtungen hat übrigens schon früher O. W. Ellis gemacht (Trans. Amer. Soc. Steel Treating Bd. 10, S. 752 bis 753. 1926).

[2] Die bei etwa 460° auftretende Richtungsänderung zeigt das Ende der Umwandlung im β-Mischkristall an.

[3] Vgl. Anm. 1, S. 28, rechte Spalte.

[4] Der erhaltene Übersättigungsgrad entspricht dem einer kupferärmeren Legierung.

[1] Sofern sie unter 275 bis 300° liegt, da bei höheren Temperaturen der den Widerstandsabfall auf den Endwert verursachende Vorgang überwiegt.

[2] Die für 175, 275 und 300° geltenden Kurven der Legierung mit 60,58% Cu sind weggelassen, da diese Proben schon während der Abschreckung ziemlich stark entmischt waren und daher die Übersättigung nicht mehr der Legierung entsprach.

Digitized by Google

len sprunghaften Anstieg verursachenden Gitterstörung) wurde schon oben (S. 30) hingewiesen. Diese Widerstandsabnahme ist hier realisierbar, weil die Übersättigung der Legierung so gering ist, daß die Entmischung trotz der relativ hohen Alterungstemperatur erst nach einer Induktionszeit eintritt. Der zweite Anstieg ist bei dieser Legierung schon erwartungsgemäß sehr klein, da die Widerstandserhöhungen nach Abb. 9 mit abnehmendem Übersättigungsgrad stark abnehmen.

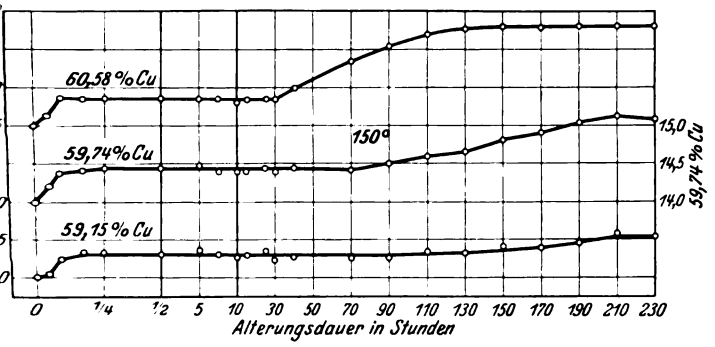


Abb. 10. Änderung des elektrischen Widerstandes abgeschreckter Cu – Zn-Legierungen während der Alterung bei 150°.

4. Fraenkel und Becker[1] beobachteten, daß der Widerstand einer oberhalb 700° abgeschreckten Legierung mit 58,6% Cu durch Altern bei 177° unmittelbar nach Beginn der Alterung abfällt und nach 2 St. einen nahezu konstanten Wert erreicht (entsprechend einer Abnahme von etwa 2,5%[2]).

Die vorliegenden Ergebnisse stehen damit in Widerspruch. Leider fehlen bei 175° Messungen mit einer Legierung ähnlicher Zusammensetzung, doch ist bei 200°, wo dieser Widerstandsabfall sicher größer sein müßte, ein solcher weder bei der Legierung mit 59,15% Cu noch bei der Legierung mit 57,48% Cu beobachtet worden (Abb. 12).

d) Der Einfluß der Abschreckgeschwindigkeit. Drei Stäbchen der Legierung mit 59,74% Cu wur-

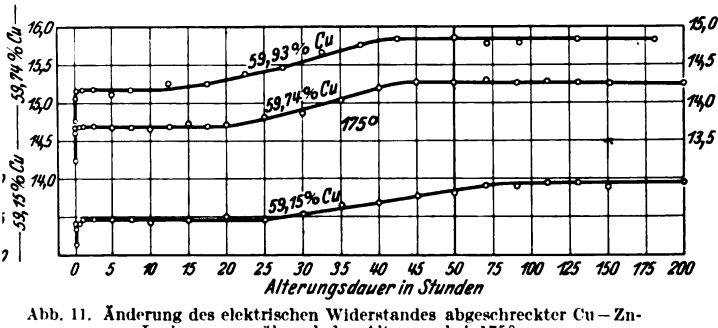


Abb. 11. Änderung des elektrischen Widerstandes abgeschreckter Cu – Zn-Legierungen während der Alterung bei 175°.

den 1/4 St. bei 870° geglüht und entweder in kaltem Wasser, Öl oder siedendem Wasser abgeschreckt und darauf bei 250° gealtert. Die Ergebnisse der Widerstandsmessungen sind in Abb. 17 wiedergegeben[3].

[1] W. Fraenkel und H. Becker: Z. Metallkunde Bd. 15, S. 103 bis 106. 1923. Die verwendete Legierung war bleihaltig.

[2] Der erste Anstieg mußte den Verfassern entgehen, da sie die Messung bei der Alterungstemperatur ausgeführt haben. Vgl. Anm. 2, S. 29, rechte Spalte.

[3] Die Widerstandswerte sind nicht vergleichbar.

Der Widerstand der in kaltem Wasser abgeschreckten Probe (Kurve *a*) ändert sich in der bekannten Weise. Bei der in Öl abgeschreckten Legierung (Kurve *b*) fehlt die sprunghafte Erhöhung des Widerstandes am Anfang der Alterung sowie ein Teil des zweiten Anstieges; der Höchstwert wird früher als bei Kurve *a* erreicht. Daraus folgt, daß schon während der Abschreckung die der Entmischung vorausgehende Gitteränderung vollendet ist und die Entmischung eingesetzt hat. Der Widerstand der in siedendem Wasser abgeschreckten Legierung (Kurve *c*) ändert sich bei der Alterung nicht mehr, d. h. die Entmischung ist bereits während der Abschrekkung praktisch beendet. Diese Beobachtungen beweisen, daß die für die Legierung mit 60,58% Cu festgestellten Abweichungen nur auf den Einfluß der Abschreckgeschwindigkeit zurückzuführen sind.

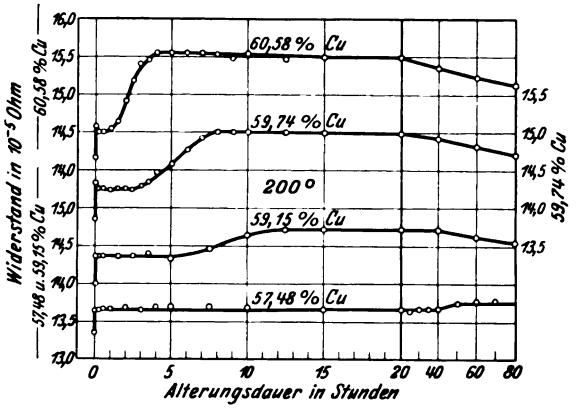


Abb. 12. Änderung des elektrischen Widerstandes abgeschreckter Cu – Zn-Legierungen während der Alterung bei 200°.

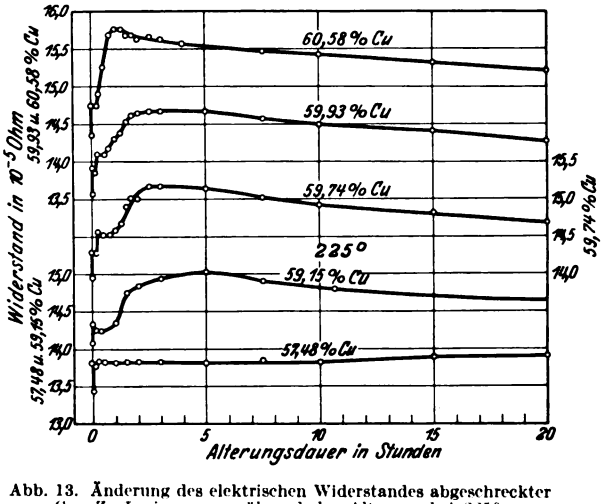


Abb. 13. Änderung des elektrischen Widerstandes abgeschreckter Cu – Zn-Legierungen während der Alterung bei 225°.

e) Der Einfluß der Abschrecktemperatur. Proben der Legierung mit 59,15% Cu wurden 45 Min. bei 820° geglüht, darauf langsam auf 770 bzw. 695, 670, 620 und 570° abgekühlt und bei diesen Temperaturen in Wasser abgeschreckt. Die Ergebnisse der Widerstandsmessungen während der Alterung bei 250° zeigt Abb. 18. Da die Stäbchen praktisch denselben Durchmesser hatten, sind hier die Widerstandwerte vergleichbar.

Der zeitliche Verlauf der Widerstandsänderung der bei 820, 770 und 720° abgeschreckten Proben ist sehr

Digitized by Google

ähnlich, da der Übersättigungsgrad bei diesen Abschrecktemperaturen nach dem Zustandsdiagramm — schnelle Abschreckung vorausgesetzt — identisch ist, was auch durch die nahezu gleichen Widerstandswerte der abgeschreckten Proben zum Ausdruck kommt. Die Abschreckungstemperatur 720° liegt nur 10° unterhalb der Entmischungstemperatur der Legierung.

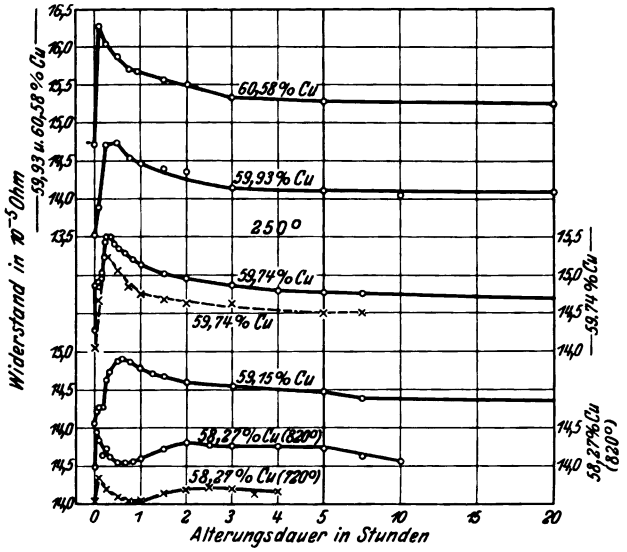


Abb. 14. Änderung des elektrischen Widerstandes abgeschreckter Cu–Zn-Legierungen während der Alterung bei 250°.

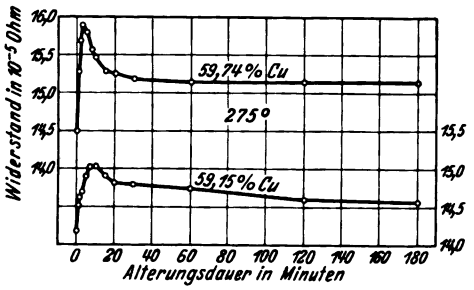


Abb. 15. Änderung des elektrischen Widerstandes abgeschreckter Cu–Zn-Legierungen während der Alterung bei 275°.

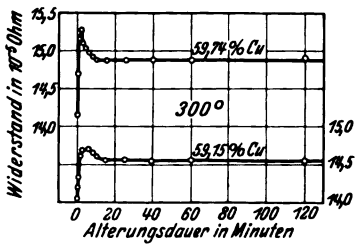


Abb. 16. Änderung des elektrischen Widerstandes abgeschreckter Cu–Zn-Legierungen während der Alterung bei 300°.

Die Widerstandsänderung der bei 695 und 670° abgeschreckten Stäbchen, die dem Übersättigungsgrad nach Legierungen mit 58,6 und 58,2% Cu entsprechen, ist ganz ähnlich derjenigen der Legierung mit 58,27% Cu (Abb. 14).

Der Widerstand der bei 620 und 570° abgeschreckten Proben ändert sich während der Alterung nur noch sehr unerheblich, da die Legierung bei diesen Abschrecktemperaturen schon zum großen Teil aus α-Kristallen besteht[1] und die restlichen β-Kristalle einen bedeutend geringeren Übersättigungsgrad besitzen als bei hö... Abschrecktemperaturen.

Zusammenfassend ist zu sagen, daß die Erniedrig... der Abschrecktemperatur in ihrer Wirkung auf ... Widerstandsänderung während der Alterung einer E... niedrigung des Kupfergehaltes der Legierung gl... kommt.

2. Änderung der Härte während der Alteru... bei verschiedenen Temperaturen.

Die Tatsache, daß beim Altern abgeschreckter C... Zn-Legierungen mit 61 bis 54,5% Cu Härtesteigerung... erzielt werden, erscheint besonders dadurch interessa... daß hier die Härtung durch die hochdisperse Ausscheidung einer Kristallart hervorgerufen wird, die weicher als die lösende Kristallart ist. Für die Härtung ...

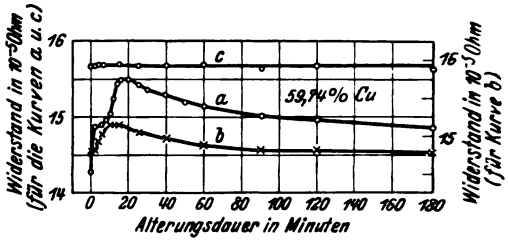


Abb. 17. Einfluß der Abschreckgeschwindigkeit auf die Änderung d... Widerstandes einer Cu–Zn-Legierung mit 59,74% Cu während der Alter... bei 250°.

Vorbehandlung: 15 Min. bei 870° geglüht und abgeschreckt in kalt... Wasser (Kurve a) bzw. in Öl (Kurve b) und in siedendem Wasser (Kurve c)

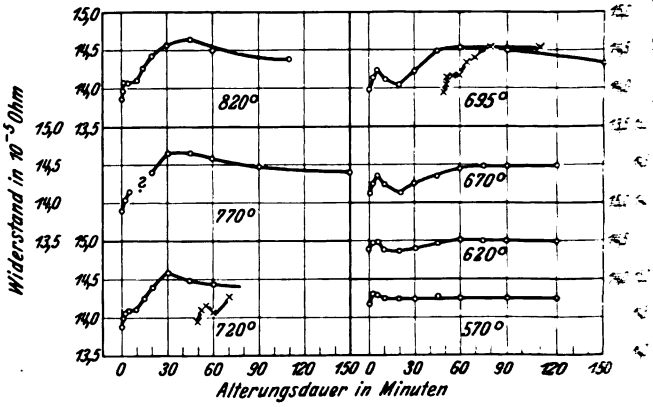


Abb. 18. Einfluß der Abschrecktemperatur auf die Änderung des Widerstandes einer Cu–Zn-Legierung mit 59,15% Cu während der Alterung bei 250°.

also nur ein gewisser, das Raumgitter am stärksten störender Dispersitätsgrad, nicht aber die Eigenhärte der sich ausscheidenden Kristallart maßgebend.

Frühere Untersuchungen. Homerberg und Shaw[1] haben Proben (Preßmaterial) einer Legierung mit 61,05% Cu, 0,05% Pb, Rest Zn 2 St. bei 825° geglüht und — zur möglichst weitgehenden Unterdrückung der Entmischung während des Abschreckens — in einer Kältemischung von —8° abgeschreckt und darauf je 2 St. bei Temperaturen zwischen 50 und 750° angelassen. Die größte Steigerung der Brinellhärte (von 126 auf 241 kg/qmm) wurde in dieser Zeit durch Altern bei 250° erreicht, während bei der Alterung bei 450° die Härte im Sinne der nach Abb. 2 zu erwartenden

[1] Diese Tatsache macht sich durch den höheren Anfangswert des Widerstandes bemerkbar.

[1] V. O. Homerberg und D. N. Shaw: Trans. Amer. Inst. Min. Met. Eng. Bd. 70, S. 365 bis 374. 1924.

Digitized by Google

Härteabnahme beim Glühen übersättigter β-Mischkristalle auf 68 gesunken war. Die Höhe der Abschrecktemperatur und die Dauer der Glühung bei der Abschrecktemperatur war unter sonst gleichen Abschreckbedingungen ohne Einfluß auf die zu erzielende Härtesteigerung, sofern nur alle α-Kristalle gelöst wurden. Dagegen erwies sich die Abschreckgeschwindigkeit naturgemäß von größtem Einfluß auf die durch Alterung erreichbare Härte. Wurden die Proben in Wasser von 25° bzw. Wasser von 100° und Öl abgeschreckt, so wurden nach zweistündigem Anlassen bei 250° Härtewerte von 179 bzw. 74 und 86 erhalten.

Nach ähnlichen, weniger umfangreichen Versuchen von Williams und Homerberg[1] wurde die Härte einer bei 830° abgeschreckten Legierung mit 60,21% Cu, Rest Zn durch zweistündiges Altern bei 200° von 126 auf maximal 217 kg/qmm gesteigert.

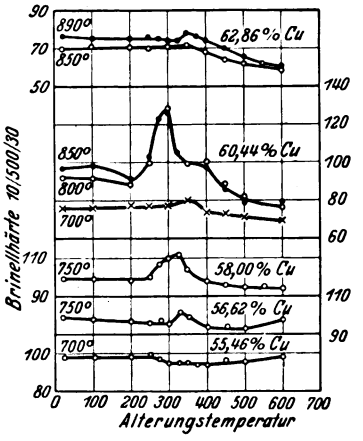


Abb. 19. Einfluß ½stündiger Alterung bei verschiedenen Temperaturen auf die Härte abgeschreckter Cu–Zn-Legierungen (nach Matsuda). Vorbehandlung: 30 Min. bei Temperaturen zwischen 700 und 890° geglüht und abgeschreckt.

Ellis und Schemnitz[2] haben durch Alterung (bei 100, 200, 300°) einer bei 720° abgeschreckten Legierung mit 56,66% Cu, Rest Zn (Kokillenguß) Härtesteigerungen von nur rund 10% erzielt. Ein großer Teil der Härten liegt sicher innerhalb der für Härtemessungen an grobkörnigem β-Messing geltenden Fehlergrenze.

Neuerdings hat Matsuda[3] Vergütungsversuche mit gewalzten Legierungen von verschiedenem Cu-Gehalt ausgeführt. Die Proben wurden bei verschieden hohen Temperaturen abgeschreckt und darauf je 30 Min. bei Temperaturen zwischen 100 und 600° gealtert. Die Ergebnisse sind in Abb. 19 dargestellt.

Untersuchungen über die zeitliche Änderung der Härte von β (Cu-Zn)-Legierungen verschiedenen Übersättigungsgrades während der Alterung bei verschiedenen Temperaturen liegen bisher noch nicht vor.

Experimentelles. Die Proben wurden aus Preßresten oder gegossenen Blöckchen herausgeschnitten, geschmiedet (etwa 50% Dickenabnahme) und durch Abhobeln auf 40 : 27 : 8 mm gebracht. Die Wärmebehandlung erfolgte in derselben Weise wie bei den Stäbchen für die Widerstandsmessungen (vgl. Abschnitt 1a). Ein Vergleich der zeitlichen Änderung der Härte mit der des Widerstandes ist jedoch, worauf hier nochmals hingewiesen sei, wegen der anderen Abmessung der Proben nicht möglich. Die Brinellhärte wurde mit einer 5-mm-Kugel bei einem Drucke von 250 kg und einer Belastungsdauer von 30 Sek. gemessen[1]. Die angegebenen Zahlen sind das Mittel aus zwei Bestimmungen. Im folgenden seien die Ergebnisse kurz mitgeteilt.

Der Einfluß der Zusammensetzung. In den Abb. 20 bis 25 sind einige der für die Alterungstemperaturen 150, 175, 200, 225, 250 und 300° ermittelten Härtezeitkurven wiedergegeben. In Übereinstimmung mit den bei anderen Systemen festgestellten Gesetzmäßigkeiten ergibt sich:

1. Die Vergütungsgeschwindigkeit und die erreichbare Höchsthärte steigt mit der Übersättigung des Mischkristalles. 2. Der Härteabfall setzt um so früher ein und erfolgt um so schneller, je übersättigter der Mischkristall ist.

Der Einfluß der Temperatur geht aus den Abb. 26 und 27 hervor, und zwar zeigt sich, daß die Härtung um so langsamer erfolgt und zu um so höheren Werten führt, je tiefer die Alterungstemperatur ist. Bei verhältnismäßig tiefen Alterungstemperaturen bleibt die Höchsthärte vor dem Abfall eine Zeitlang konstant. Bei Temperaturen oberhalb 225° macht sich der die Härteabnahme verursachende Vorgang des Keimwachstums, der gleichzeitig zu einer „Entspannung" des Gitters führt, stark bemerkbar; die Härte fällt allmählich auf einen Endwert ab, der offenbar dem bei der betreffenden Temperatur erreichbaren „Koagulationsgrad" entspricht.

Auffallend ist, daß die Härtung — analog dem Verhalten des Widerstandes — erst nach einer Induktionszeit einsetzt, die in dieser Größe noch bei keinem anderen System beobachtet wurde. Mit fallender Alterungstemperatur nimmt, wie aus Abb. 26 und 27 hervorgeht, die Induktionsperiode ganz außerordentlich zu: z. B. war bei den Legierungen mit 60,19 und 59,15% Cu, die bei 150° schon nach zwei bzw. vier Tagen Vergütungseffekte zeigten, bei 100° nach 20- bzw. 61tägiger Alterungsdauer noch kein Härteanstieg festzustellen.

Der Vergütungseffekt (prozentuale Härtesteigerung) ist ziemlich klein[2]. Er schwankt bei den Legierungen mit 58,14, 59,15 und 60,19% Cu je nach der Alterungstemperatur (250 bis 150°) zwischen 30 bis 40% bzw. 50 bis 70% und 75 bis 100%. Die zu erwartende Zunahme des Vergütungseffektes mit fallender Temperatur wurde bei den Legierungen mit weniger als 60% Cu nicht in allen Fällen beobachtet. Berücksichtigt man jedoch, daß die Abschreckgeschwindigkeit von großem Einfluß auf den Verlauf der Härtezeitkurve

[1] R. S. Williams und V. O. Homerberg: Trans. Amer. Inst. Min. Met. Eng. Bd. 70, S. 375 bis 389. 1924.

[2] O. W. Ellis und D. A. Schemnitz: ebenda Bd. 71, S. 794 bis 804. 1925.

[3] T. Matsuda: J. Inst. Met. Bd. 39, S. 67 bis 108. 1928. Die Arbeit wurde kurz vor Abschluß der eigenen Untersuchungen veröffentlicht (siehe Diskussionsbeitrag des Verfassers, J. Inst. Met. Bd. 39, S. 108 bis 109. 1928).

[1] Fräulein Irmgard Gabrich, Metallographin, und Herrn K. Scharfenort (Ingenieur-Nothilfe) bin ich für die Ausführung der Härtemessungen zu Dank verpflichtet.

[2] Im abgeschreckten Zustand liegt die Härte aller Legierungen zwischen 110 und 120; im Gleichgewichtszustand ist die Härte der Legierung mit 59,15% Cu 76.

Digitized by Google

ist, und daß die einzelnen Messungen infolge der Grobkörnigkeit des bei hohen Temperaturen geglühten β-Messings im Verhältnis zur gesamten Härtezunahme große Schwankungen aufweisen, so werden diese Abweichungen ohne weiteres verständlich.

Der Einfluß der Abschreckgeschwindigkeit wurde nur bei der Legierung mit 59,15% Cu untersucht. Drei Proben wurden 1 St. bei 820° geglüht und darauf in Eiswasser bzw. Wasser von 25° und siedendem Wasser abgeschreckt. Das Ergebnis (Abb. 28) findet, wie alle Beobachtungen der vorliegenden Untersuchung, durch

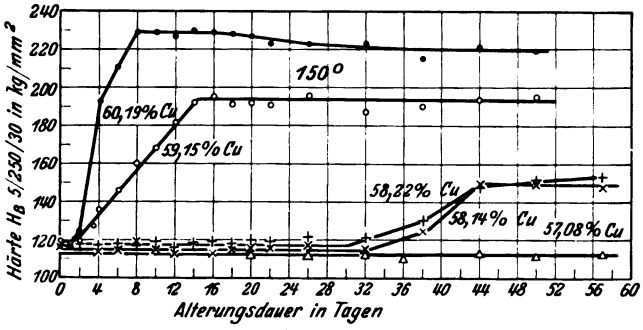


Abb. 20. Änderung der Härte abgeschreckter Cu – Zn-Legierungen während der Alterung bei 150°.

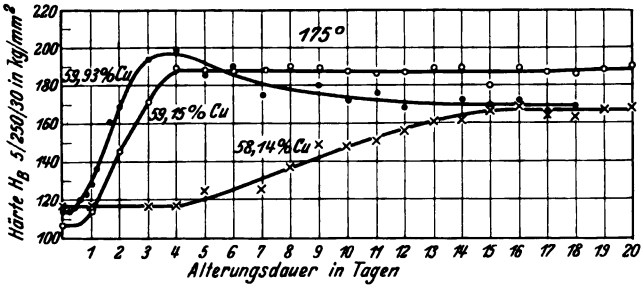


Abb. 21. Änderung der Härte abgeschreckter Cu – Zn-Legierungen während der Alterung bei 175°.

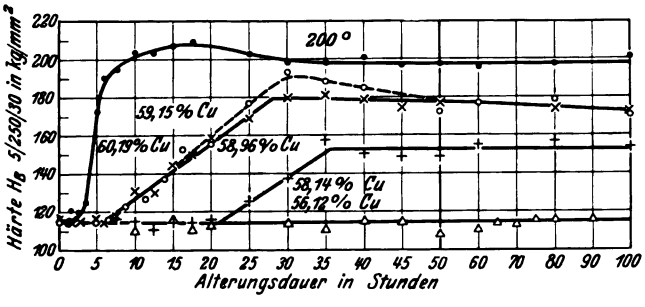


Abb. 22. Änderung der Härte abgeschreckter Cu – Zn-Legierungen während der Alterung bei 200°.

die „Ausscheidungs"theorie eine befriedigende Erklärung: Anfangshärte, Höchsthärte und Vergütungsgeschwindigkeit der in siedendem Wasser abgeschreckten Probe sind infolge der bereits während des Abschreckens begonnenen (mikroskopischen) Ausscheidung der α-Kristalle kleiner als die der in kaltem Wasser abgeschreckten Proben.

Der Einfluß der Abschrecktemperatur. Die Legierung mit 59,15% Cu, deren Härteänderung nach dem Abschrecken bei 820° (Härte 115) und darauffolgendem Altern bei 200° aus Abb. 22 zu ersehen ist, zeigte nach dem Abschrecken bei 600° (Härte 92) und anschließender 50stündiger Alterung bei 200° noch keinen Härtezuwachs. Nach dem Zustandsdiagramm haben die in dieser Legierung bei 600° vorhandenen restlichen β-Mischkristalle einen Kupfergehalt von 57,2%.

3. Zusammenfassung.

1. Der Ablauf des Entmischungsvorganges übersättigter β (Cu-Zn)-Mischkristalle mit 60,58, 59,93, 59,74, 59,15, 58,27 und 57,48% Cu während der Alterung bei verschiedenen Temperaturen wurde durch Aufnahme von Widerstandszeitkurven verfolgt.

2. Während sich bei hinreichend hohen Temperaturen (350 bis 400°) der Widerstand in der bei der Ausscheidung der α-Kristalle zu erwartenden Richtung ändert (d. h. allmählich auf einen konstanten Endwert an-

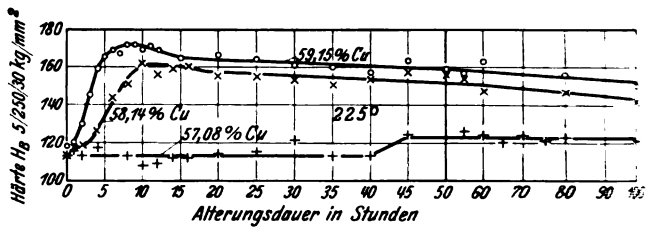


Abb. 23. Änderung der Härte abgeschreckter Cu – Zn-Legierungen während der Alterung bei 225°.

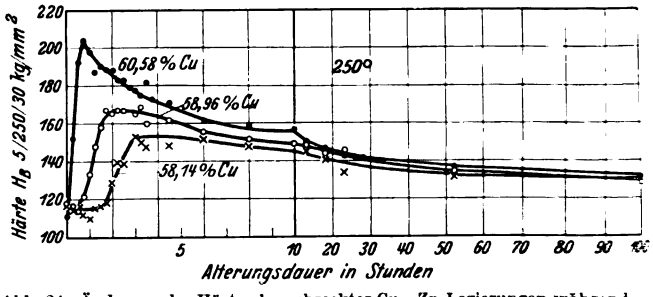


Abb. 24. Änderung der Härte abgeschreckter Cu – Zn-Legierungen während der Alterung bei 250°.

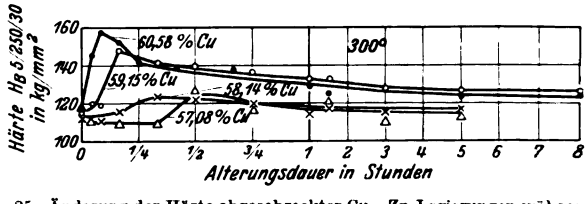


Abb. 25. Änderung der Härte abgeschreckter Cu – Zn-Legierungen während der Alterung bei 300°.

steigt), erfolgt bei 300 und 275° ein schneller Anstieg auf einen Höchstwert und darauf ein Abfall auf einen konstanten Endwert. Aus den für 250° und tiefere Temperaturen geltenden Kurven geht hervor, daß der Widerstandsanstieg in zwei — bei diesen Alterungstemperaturen deutlich voneinander zu unterscheidenden — Schritten verläuft. Nach dem ersten sprunghaften Anstieg, der bereits nach sehr kurzer Anlaßdauer beendet ist und dessen Größe von der Alterungstemperatur offenbar wenig abhängt, bleibt der Widerstand eine mit fallender Alterungstemperatur größer werdende Zeit konstant. Die zweite, bedeutend langsamer verlaufende Widerstandserhöhung ist um so größer und früher beendet, je höher die Alterungstemperatur ist. Nach Erreichung eines Höchstwertes, der bei 200° und tieferen Temperaturen längere Zeit erhalten bleibt, fällt der Widerstand ab — und zwar um so lang-

Digitized by Google

samer, je tiefer die Alterungstemperatur ist — und nähert sich allmählich einem für jede Temperatur charakteristischen Endwert, der einem um so größeren Widerstand entspricht, je höher die Alterungstemperatur ist.

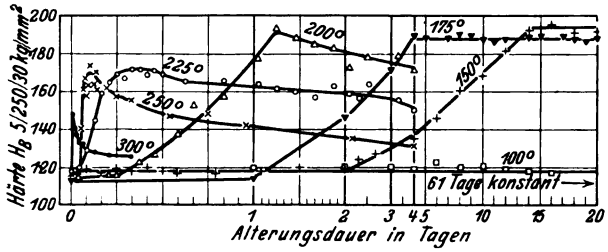


Abb. 26. Änderung der Härte einer bei 820° abgeschreckten Cu–Zn-Legierung mit 59,15% Cu während der Alterung bei verschiedenen Temperaturen.

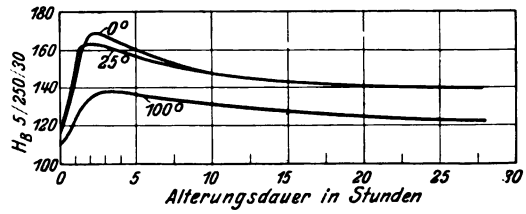


Abb. 28. Einfluß der Abschreckgeschwindigkeit auf die Änderung der Härte einer Cu–Zn-Legierung mit 59,15% Cu während der Alterung bei 250°. Vorbehandlung: 1 St. bei 820° geglüht und in Wasser von 0 bzw. 25 und 100° abgeschreckt. (Interpolierte Kurven.)

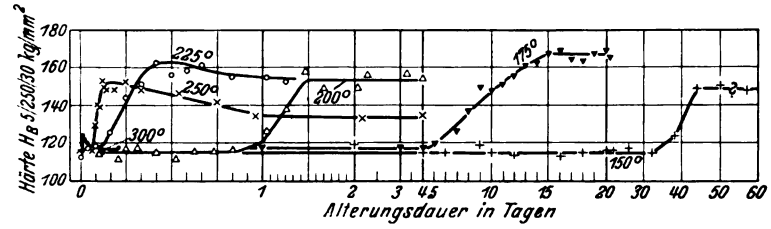


Abb. 27. Änderung der Härte einer bei 820° abgeschreckten Cu–Zn-Legierung mit 58,14% Cu während der Alterung bei verschiedenen Temperaturen.

3. Mit der ersten sprunghaften Erhöhung des Widerstandes ist eine Gitteränderung aufgefunden, die keinen Anteil an der Vergütung hat, da sich die Härte während dieser Zeit und der darauffolgenden Dauer des konstant bleibenden Widerstandes nicht ändert. Es wird vermutet, daß dieser der Vergütung vorausgehende, in homogener Phase verlaufende Vorgang eine Verteilungsänderung der Kupfer- und Zinkatome ist, die zu einer Störung des Gitters und damit zu einer Erhöhung des Widerstandes führt.

4. Der zweite Widerstandsanstieg wird durch die Entmischung hervorgerufen, die bei tiefen Alterungstemperaturen erst nach einer Induktionszeit einsetzt. Infolge der bei der hochdispersen Entmischung entstehenden inneren Spannungen tritt — in Analogie mit den an Duralumin und anderen Legierungen gemachten Beobachtungen — eine „anormale" Widerstandserhöhung ein, d. h. der Widerstandsanstieg ist **größer** als nach dem bei der betreffenden Temperatur erreichbaren Endzustand des Entmischungsvorganges zu erwarten wäre. Mit fortschreitender Alterung tritt die Ausscheidung vor dem Keimwachstum zurück und es erfolgt ein Abfall des Widerstandes auf einen konstanten Endwert.

5. Der Einfluß der Abschreckgeschwindigkeit und der Abschrecktemperatur auf die Widerstandsänderung während der Alterung wurde untersucht. Die Ergebnisse sind im Einklang mit der gegebenen Deutung.

6. Die für Härtezeitkurven von Legierungen mit verschiedenem Übersättigungsgrad geltenden Gesetzmäßigkeiten wurden bestätigt. Auffallend ist, daß die Härtung erst nach großen Induktionszeiten einsetzt.

Der Notgemeinschaft der Deutschen Wissenschaft bin ich für die gewährte Unterstützung durch Überlassung von Apparaten zu besonderem Dank verpflichtet.

Der Einfluß von Poren auf die Festigkeit von Spritzguß.

Von **L. Frommer, W. Kuntze** und **G. Sachs**[1].

Spritzguß weist gewöhnlich höhere Festigkeitswerte als Sandguß und auch als Kokillenguß aus dem gleichen Werkstoff auf; in manchen Fällen ist diese Steigerung sogar erheblich. In der Praxis begegnet der Anwendung des Spritzgusses jedoch häufig ein gewisses Mißtrauen, da infolge der Besonderheiten des Gießvorganges beim Spritzguß[2] kleine Hohlstellen unvermeidlich sind. Und der Anwesenheit von solchen Poren wird oft eine starke festigkeitsmindernde Kerbwirkung infolge ungleichmäßiger Spannungsverteilung[3], auch bei der für Abnahme in erster Linie in Frage kommenden Zugbeanspruchung zugeschrieben, die wesentlich über den Einfluß des unmittelbaren Querschnittverlustes hinausgehen soll. Indessen wurde bei neueren Kerbversuchen eine Beeinträchtigung der Zugfestigkeit durch Kerben nicht festgestellt[1]. Der Zweck der vorliegenden kleinen Untersuchung ist es, den Einfluß von Poren auf die Zugfestigkeit von Spritzguß festzustellen.

Nachweis von Poren durch Röntgenstrahlen.

Eine eindeutige Feststellung des Poreneinflusses bei unseren Untersuchungen wird besonders dadurch erschwert, daß die Festigkeiten von gleichartigen Spritzgußproben erhebliche Streuungen aufweisen. Bei Heranziehung von Röntgenaufnahmen und passender Ausgestaltung der Festigkeitsprüfung kann jedoch, wie im folgenden gezeigt wird, das gesuchte Ziel in verhältnismäßig einfacher Weise erreicht werden.

[1] Original: Z. V. d. I. Bd. 73, S. 1609 bis 1612. 1929.

[2] L. Frommer: Der Spritzguß. Erscheint demnächst bei Julius Springer, Berlin.

[3] Vgl. E. Preuß: Z. V. d. I. Bd. 56, S. 1349, 1780. 1912; Bd. 57, S. 664. 1913.

[1] W. Kuntze: Arch. Eisenhüttenwes. Bd. 2, S. 109. 1928.

Digitized by Google

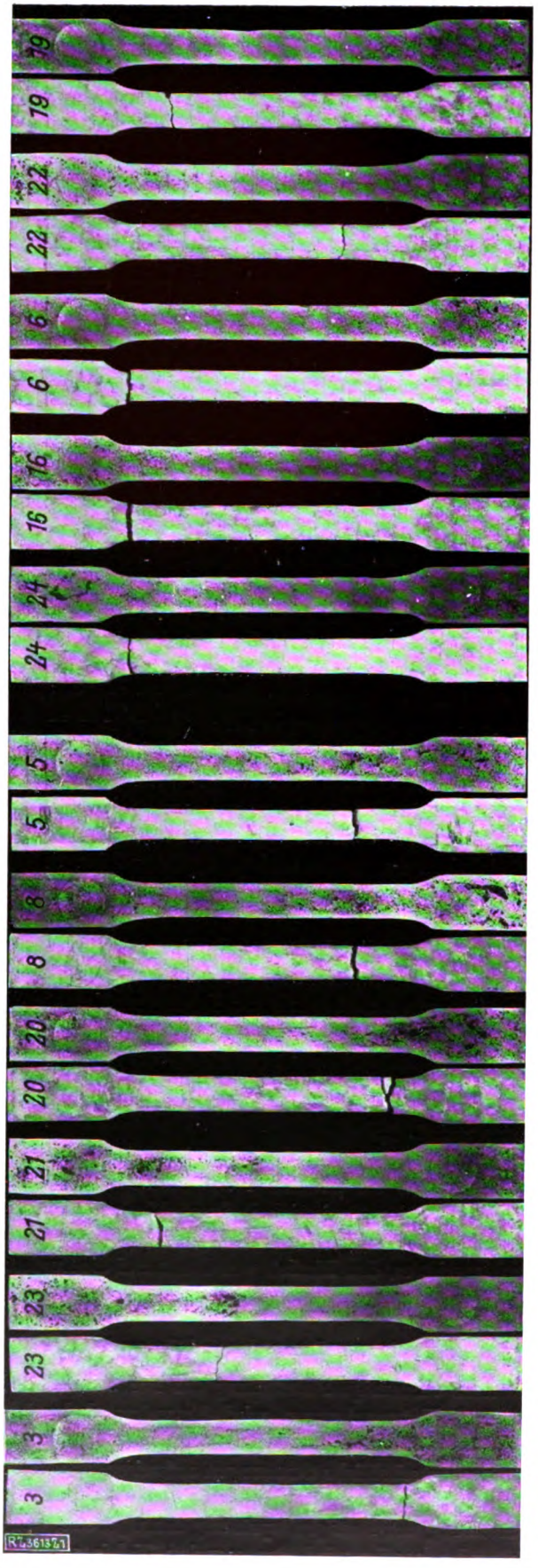


Abb. 1. Röntgenaufnahmen und Bruchbilder von Zugstäben aus Aluminiumspritzguß. Stäbe 5 und 6 (DC, Zahlentafel 1) in Stabmitte schwach verjüngt. Gußstücke mit solchen Hohlstellen wie z. B. 8, 20, 21 oder 23 gehören praktisch zum Ausschuß.

Die Anwendung von Röntgenstrahlen zum Nachweis von Fehlstellen in Schweißungen und Güssen ist heute, wie zahlreiche Untersuchungen gezeigt haben, ein praktisch brauchbares Hilfsmittel der Werkstoffprüfung. Der zahlenmäßigen Beurteilung des Einflusses unvermeidbarer Undichtheiten stehen jedoch noch erhebliche Schwierigkeiten entgegen, die darin begründet sind, daß sich die Größe von Hohlstellen oder Fremdkörpern meist schwer abschätzen läßt, so daß der Einfluß von Löchern und Kerben auf die Festigkeitskennziffern nicht ohne weiteres angebbar ist. Einen ersten Schritt in dieser Richtung hat N. Lefring[1] im Kaiser Wilhelm-Institut für Metallforschung, Berlin-Dahlem, unternommen, indem er die bei Lichtbogenschweißungen unter verschiedenen elektrischen Bedingungen auftretenden Bindungsfehler und Gasporen röntgenographisch festgestellt und ihre Auswirkung auf die Festigkeitseigenschaften größenmäßig verfolgt hat.

Bei unseren Untersuchungen konnten wir die Hohlstellen durch Röntgenaufnahmen (Aufnahmebedingungen: 25 kV effektive Spannung bei 500 Hertz, 5 mA, 5 min, Abstand Platte-Antikathode 750 mm — durch Umkopieren auf Platte und harten Abzug kann man die Kontraste der Röntgenaufnahmen wesentlich steigern) sehr genau nachweisen und ihre Größe abschätzen, Abb. 1 bis 3. Infolgedessen eröffnete sich die Möglichkeit, den Bruch durch allmähliche Verjüngung der Probestäbe nach Wunsch an einer prösen oder einer dichten Stelle auftreten zu lassen, wenn man den engsten Querschnitt an eine solche Stelle legte.

Vergleichende Prüfung von dichtem und porigem Spritzguß.

Zunächst zeigt sich nämlich entsprechend Abb. 1, daß bei einem prismatischen Stab sehr häufig der Einfluß von Stabkopf und Keileinspannung den Bruch an der Übergangsstelle vom Stabkopf zum prismatischen Stabteil eintreten läßt. Die in Abb. 1 wiedergegebenen Versuche wurden in der Weise durchgeführt, daß von einer Gruppe durchleuchteter Spritzgußstäbe elf, teils besonders dichte, teils besonders undichte ausgewählt und zerrissen wurden. Zusammenfassend zeigen die Ergebnisse in Zahlentafel 1, daß

1. am Kopf gerissene Stäbe (16, 24, 6) im Mittel 14% weniger als frei gerissene Stäbe hielten.

2. unter den frei gerissenen die dichten (19 und 22) im Mittel 9% mehr als die undichten (8, 20, 21, 23, 5) hielten.

Der erste Punkt läßt erkennen, wieviel zu der Streuung der Festigkeitswerte der anscheinend ungünstig gestaltete Stabkopf beiträgt, und daß diese Wirkung größer ist als der Einfluß der Undichtigkeiten.

Um den Grad der Herabsetzung der Festigkeit durch die Hohlstellen noch weiter zahlenmäßig zu belegen, wurde eine Anzahl von Spritzgußstäben durch besondere Maßnahmen bei der Herstellung mit besonders großen Poren erzeugt, die weit über das Maß des im praktischen Betriebe Unvermeidlichen hinausgehen. Hierzu

[1] Erscheint als Forschungsarbeit.

Digitized by Google

wurden die Entlüftungskanäle der Gießform abgesperrt, damit die Luft nicht aus der Form entweichen sollte. In der Tat ergab sich dabei entsprechend Abb. 2 eine Reihe von Stäben mit besonders großen Hohlstellen. Andere fielen allerdings auch jetzt noch, wie Abb. 3 zeigt, dicht, und zwar zum Teil besonders dicht aus. Dies ist jedenfalls darauf zurückzuführen, daß die Gußform bei Stäbe auf rund 5% herunter. Im Mittel macht der Querschnittsverlust durch die Blasen schätzungsweise 10% aus.

Um bei solchen Stäben den Bruch wirklich an der blasigen Stelle zu erhalten, wurde dort die Breite von 8 mm auf 6,5 mm verringert, mit allmählichem keilförmigen Übergang zum Stabkopf (Stäbe 7, 10, 30, 31,

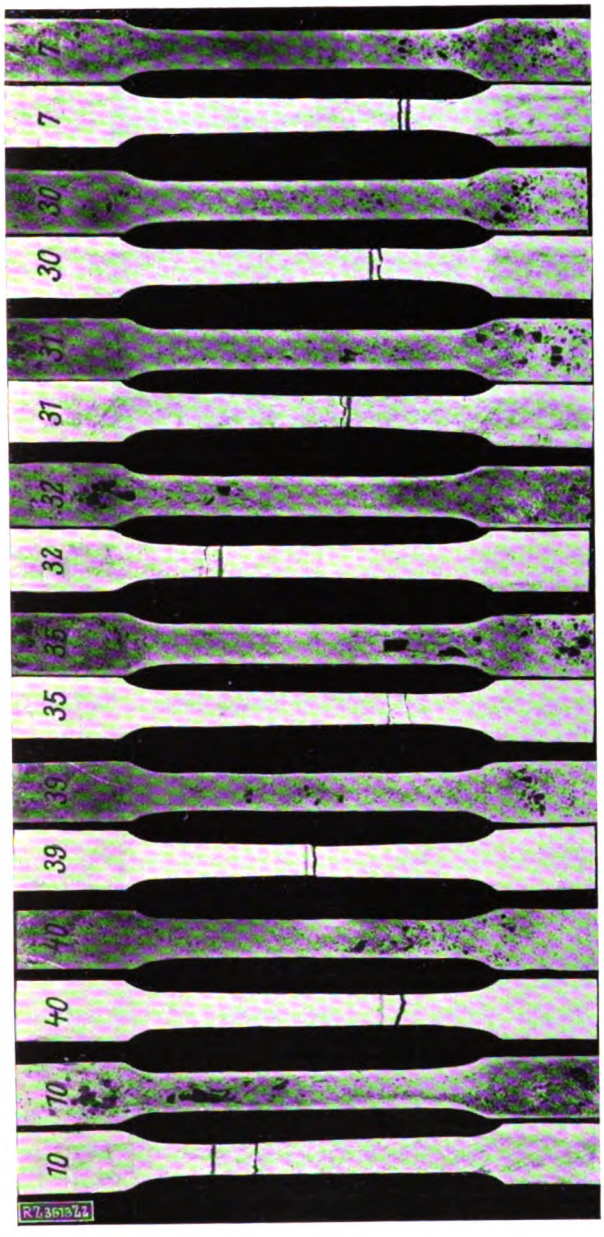


Abb. 2. Aluminium-Spritzgußstäbe mit besonders großen, durch Absperrung der Formentlüftung erzeugten Poren.

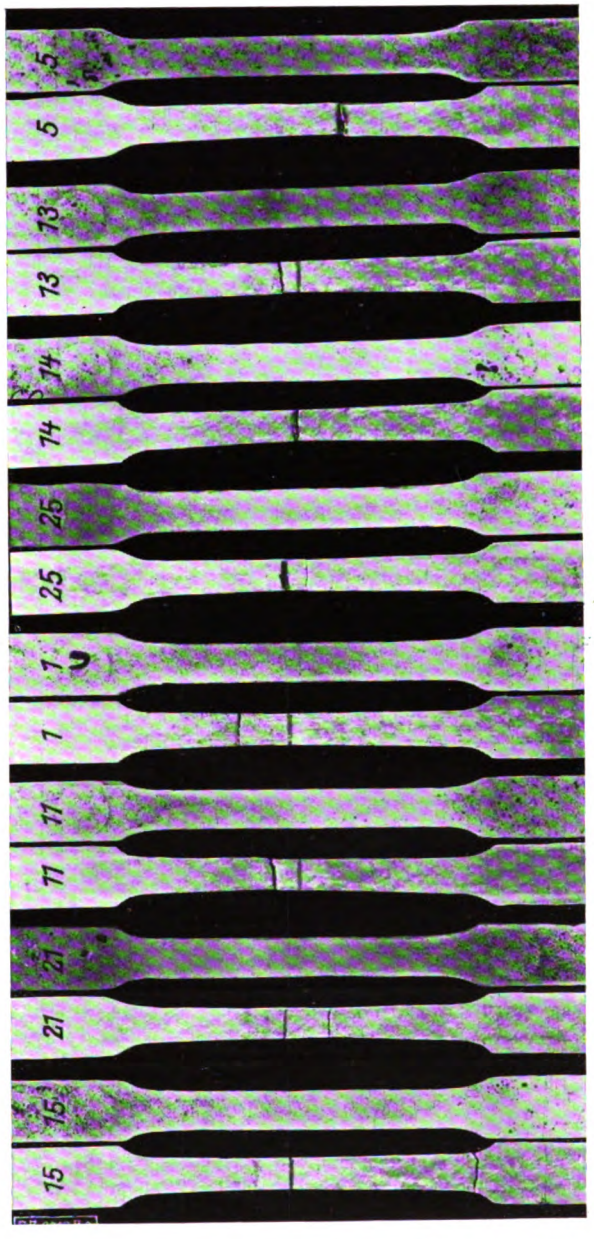


Abb. 3. Innerhalb der Zerreißlänge dichte Aluminium-Spritzgußstäbe.

(Die Stäbe DCO, Zahlentafel 1, wurden an der mit einem Strich bezeichneten Stelle vor dem Zerreißen von 8 auf 6,5 mm verjüngt.)

den betreffenden Güssen aus irgendwelchen Gründen (etwa infolge von versetzten Gratresten) ein wenig klaffte, wodurch in diesen Fällen doch eine besonders gute Entlütung stattfinden konnte.

Berücksichtigt man nun, daß die in der Ansicht nach Abb. 2 sehr groß erscheinenden Poren im Querschnitt, Abb. 4, eine längliche Form haben, so macht der von ihnen hervorgerufene Verlust an tragendem Querschnitt schätzungsweise im Höchstfalle etwa 15% aus und geht bei einigen der sieben als porös zerrissenen 32, 35, 39, 40). Diese engste Stelle ist auf der Ansicht in Abb. 2 mit einem Querstrich kenntlich gemacht. Die Stäbe brachen dann auch tatsächlich in unmittelbarer Nähe der Gußporen. Bei einer Breitenverringerung von 8 auf 7,3 mm bei den Stäben 5 und 6, Abb. 1, war diese Wirkung noch nicht erreicht worden. Einige weitere, dicht erscheinende Stäbe (1, 5, 11, 13, 14, 15, 21, 25), Abb. 3, wurden in gleicher Weise meist in der Stabmitte verjüngt. Sie brachen zum kleineren Teil in einiger Entfernung vom kleinsten Querschnitt, einer

Digitized by Google

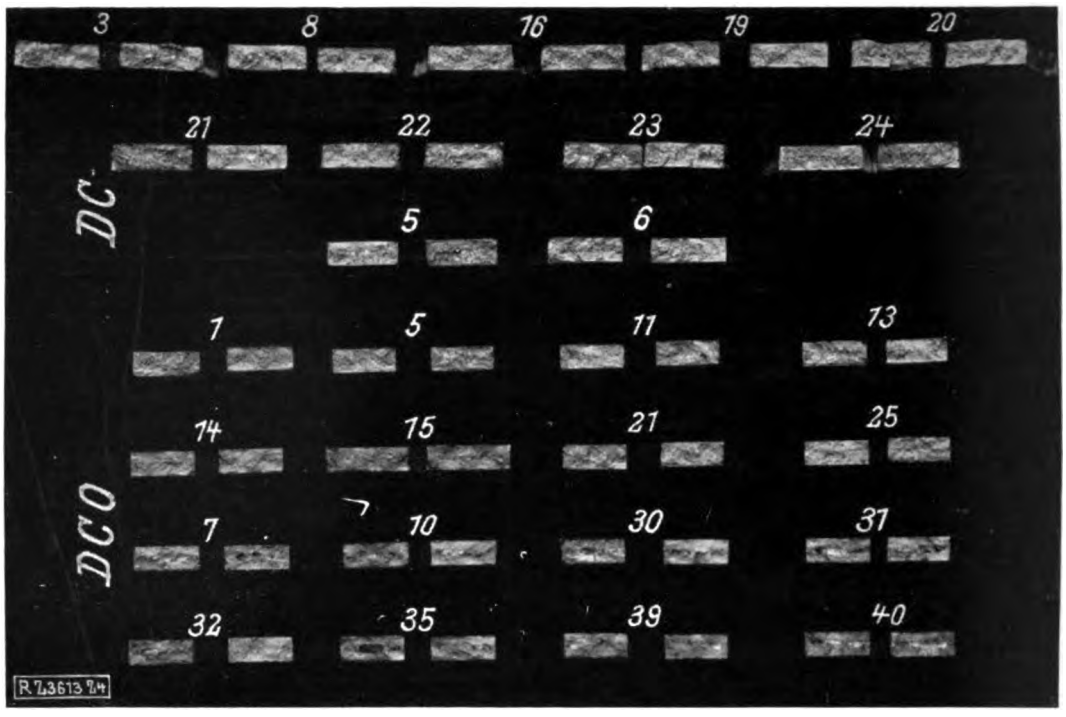


Abb. 4. Bruchflächen von zerrissenen Aluminium-Spritzgußstäben.

Zahlentafel 1. Ergebnisse der Zugversuche an durchleuchteten Spritzgußstäben.

Bezeichnung der Probe	Zustand	Abmessungen: Dicke *a* mm	Breite *b* mm	Querschnitt *f* mm²	Bruchlast kg	Festigkeit kg/mm²	Angaben über die: Bruchlage	Bruchfläche
DC 3	unbearbeitet	2,63	8,12	21,4	460	21,5	am Kopf gerissen	undicht
8		2,6	8,13	21,1	470	22,3	frei gerissen	
16		2,67	8,14	21,7	410	18,9	am Kopf gerissen	gut dicht
19		2,63	8,13	21,4	520	24,3		
20		2,69	8,18	22	507	23		undicht
21		2,7	8,16	22	470	21,4	frei gerissen	
22		2,61	8,22	21,5	500	23,3		gut dicht
23		2,67	8,13	21,7	460	21,2		undicht
24		2,65	8,16	21,6	442	20,5	am Kopf gerissen	gut dicht
DC 5	Querschnitt schwach verjüngt	2,62	7,31	19,2	396	20,6	frei gerissen	undicht
6		2,66	7,28	19,4	423	21,8	am Kopf gerissen	gut dicht
DCO 1	Querschnitt verjüngt	2,53	6,72	17	346	20,4	frei gerissen	gut dicht
5		2,51	6,45	16,2	406	25,1	frei im verjüngten Querschnitt gerissen	
11		2,54	6,58	16,7	414	24,8	frei gerissen	
13		2,54	6,47	16,4	387	23,6	frei im verjüngten	
14		2,54	6,48	16,5	377	22,8	Querschnitt gerissen	
15		2,53	6,54	—	390	—	am Kopf gerissen	
21		2,53	6,68	16,9	390	23,1	frei gerissen	
25		2,55	6,51	16,6	376	22,7	frei im verjüngten Querschnitt gerissen	
Mittel		—	—	—	—	23,2		—
DCO 7		2,54	6,56	16,7	350	21	frei im verjüngten Querschnitt gerissen	undicht
10		2,54	6,7	17	370	21,8	frei gerissen	
30		2,54	6,58	16,7	379	22,7		
31		2,53	6,51	16,5	368	22,3		
32		2,53	6,53	16,5	365	22,1	frei im verjüngten	
35		2,54	6,55	16,6	367	22,1	Querschnitt gerissen	
39		2,53	6,4	16,2	318	19,6		
40		2,53	6,54	16,5	304	18,4		
Mittel		—	—	—	—	21,3		

Digitized by Google

sogar wieder am Stabkopf. Mit Ausnahme dieses Stabes wurden die Festigkeitswerte nach dem Querschnitt, den der Stab vor dem Versuch an der Stelle des Bruches aufwies, ermittelt.

Geringe Festigkeitsminderung durch Poren.

Nach Zahlentafel 1 ergibt sich nun für den Festigkeitsunterschied der blasigen und der dichten Stäbe rund 8%. Dieser Verlust an Tragfähigkeit entspricht gut dem reinen Verlust an Querschnitt durch die Blasen, ohne daß eine die Festigkeit noch mehr verringernde Kerbwirkung, welche der Konstrukteur fürchtet, hinzukäme. Es zeigt sich hier wieder, daß auch bei spröden Werkstoffen die Wirkung von Löchern und anderen Kerben bei statischer Beanspruchung nicht den Voraussagen der Festigkeitslehre entsprechend zu einer Verminderung der Festigkeit auf einen Bruchteil führt, sondern die Tragfähigkeit des unverletzten Werkstoffes voll wirksam wird. Ob die Hohlstellen ein zusätzliches Gefahrenmoment bei besonderen Beanspruchungen, wie Schlag und Biegung darstellen, muß einer besonderen Untersuchung vorbehalten bleiben.

Streng genommen, gibt das angewendete Verfahren nicht den wahren mittleren Festigkeitswert des Werkstoffes an, da einige Stäbe nicht an der vorgezeichneten Stelle gebrochen sind, sondern an einer trotz größeren Querschnitts weniger tragfähigen. Mithin ist der Fehlereinfluß mit 8% etwas zu gering ermittelt; bei Vergleich mit nur denjenigen Stäben, die in der vorgezeichneten Stelle rissen, erhöht sich der Fehlereinfluß auf 10%. Dieser Unterschied erscheint zu gering, um sich näher mit der Frage zu befassen, ob das angewendete Verfahren den praktischen Festigkeitsverhältnissen voll gerecht wird. Dies erübrigt sich um so mehr, als ja auch der übliche Zugversuch nicht eine mittlere Werkstofffestigkeit ergibt, sondern der Bruch stets an der schwächsten Stelle des Probestabes eintritt.

Zu betonen ist noch, daß der festigkeitsmindernde Einfluß der Poren im Spritzguß mit weniger als 10% noch innerhalb der Streuungsgrenzen (20%) der Festigkeit von üblichem Spritzguß verbleibt, vgl. Zahlentafel 1. Die Festigkeitsschwankungen beruhen also hauptsächlich auf den wechselnden Eigenschaften der gesunden Gußstücke. Schwankungen dieser Größe und noch wesentlich stärkere werden auch bei Kokillen- und Sandguß regelmäßig festgestellt. Es hängt dies damit zusammen, daß von Guß zu Guß niemals genau gleichartige Bedingungen, insbesondere in bezug auf die Temperaturverhältnisse, eingehalten werden können.

Wegen dieser großen Streuung ist die zuverlässige Feststellung des Poreneinflusses ohne Zuhilfenahme der Röntgendurchleuchtung nur durch Großzahlforschung möglich. Dabei muß auch noch die Beurteilung auf Dichtigkeit oder Undichtigkeit des Gusses durch Beobachtung der Bruchstelle erfolgen, wobei besonders eine zahlenmäßige Abschätzung der Porengröße wenig zuverlässig erscheint.

Zusammenfassung.

Die vorliegende Untersuchung ergibt demnach:

1. Bei reiner Zugbeanspruchung verringern Hohlstellen im Spritzguß nur entsprechend ihrer Querschnittgröße die Tragfähigkeit eines Querschnittes. Eine zusätzliche Kerbwirkung tritt in diesem Falle nicht ein.
2. Der Einfluß auch solcher Hohlstellen, welche das betriebsübliche Maß erheblich überschreiten, Abb. 2, bleibt mit weniger als 10% innerhalb der Grenzen der Festigkeitsstreuungen (20%) von gesundem Spritzguß.
3. Röntgenuntersuchungen bilden bei Vermeidung der Großzahlforschung eine notwendige Ergänzung für eine planmäßige Werkstoffprüfung von Spritzguß.
4. Die übliche Stabform für Zugversuche ist nicht geeignet, um die Einflüsse der Poren auf die Festigkeit erkennen zu können.

Röntgenographische Studien zum Vergütungsproblem I.

Von **E. Schmid** und **G. Wassermann**[1].

Wenn auch die Ausscheidungstheorie der Vergütung in der letzten Zeit immer mehr Anhänger gewinnt, so sind doch noch Fälle bekannt, in denen der Nachweis einer neuen Kristallart im vergüteten Zustand bisher nicht erbracht werden konnte. Das bekannteste Beispiel hierfür ist das natürlich gealterte Duraluminium.

Wir berichten im nachfolgenden über die bisherigen Ergebnisse unserer erneuten Beschäftigung mit diesen Fragen.

A. Kaltvergütung des Duralumins.

1. Gitterkonstante.

Während bei der Warmvergütung (150° C und darüber) die Ausscheidung von $CuAl_2$ röntgenographisch unmittelbar nachweisbar war, konnte ihr Vorhandensein für die Kaltvergütung nicht erwiesen werden[2]. Außer durch das Auftreten der für die ausgeschiedene Kristallart charakteristischen Röntgenlinien kann die Konzentrationsabnahme des Grundmischkristalles auch an der Änderung seiner Gitterkonstanten festgestellt werden. Solche Untersuchungen sind bereits wiederholt an vergütbaren Aluminiumlegierungen durchgeführt worden[1]. Das für die Kaltvergütung an Einkristallen einer Kupfer-Aluminiumlegierung erhaltene Ergebnis war, daß die Gitterkonstante sich während der ersten 24 Stunden nach dem Abschrecken nicht ändert (v. Göler und G. Sachs).

Da bekanntlich bei magnesiumhaltigen Kupfer-Aluminiumlegierungen erheblich stärkere Kaltvergütung

[1] Original: Metallwirtsch. Bd. 9, S. 421. 1930.

[2] E. Schmid und G. Wassermann: Naturwissensch. Bd. 14, S. 980. 1926; Metallwirtsch. Bd. 7, S. 1329. 1928.

[1] M. L. V. Gayler und G. D. Preston: J. Inst. Metals Bd. 41, S. 191. 1929; Frhr. v. Göler und G. Sachs: Naturwissensch. Bd. 17, S. 309. 1929; Metallwirtsch. Bd. 8, S. 671. 1929; G. Wassermann: Vortrag Hauptversamml. Dtsch. Ges. Metallkunde Düsseldorf 1929. Z. Metallkunde Bd. 22, S. 160. 1930.

Digitized by Google

beobachtet wird als bei den magnesiumfreien Legierungen, ist dieser Befund nicht ohne weiteres auf die Vergütung des Duralumins übertragbar. Hinzu kommt noch, daß die verwendete Vergütungsdauer ziemlich kurz war. Wir haben daher zunächst nach etwaigen Änderungen der Gitterkonstanten des Duralumins während der Kaltvergütung gesucht.

Die Versuche wurden an demselben 1 mm starken Draht der Legierung 681 B durchgeführt, den wir bereits seinerzeit benutzt hatten. Die Proben wurden vor dem Abschrecken $1^1/_2$—2 Stunden bei 510° geglüht. Festigkeit und Dehnung wurden während der Alterung kontrolliert und mit den bekannten Werten in Übereinstimmung gefunden[1].

Die Aufnahmen erfolgten in einer Debye-Scherrer-Kamera von 9,7 cm Durchmesser mit Kupferstrahlung (Belichtungsdauer 60—90 Minuten). Um kontinuierlich geschwärzte Interferenzkreise zu erhalten, wurden die Präparate während der Aufnahmen gedreht. Die Berechnung der Gitterkonstanten wurde nach der von

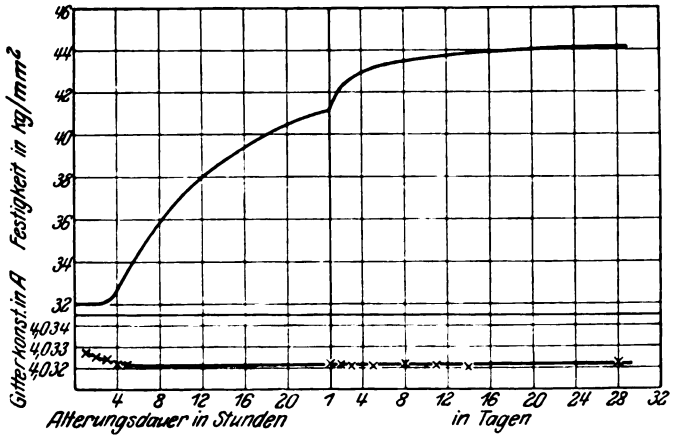


Abb. 1. Gitterkonstante und Festigkeit während der Kaltvergütung von Duralumin 681 B.

van Arkel[2] angegebenen Extrapolationsmethode durchgeführt (Genauigkeit $\pm$ 0,0004 Å). In Abb. 1 ist das Ergebnis dieser Versuche dargestellt. Zum Vergleich ist außer der Gitterkonstanten auch die Festigkeit als Funktion der Alterungsdauer aufgetragen. Man erkennt, daß während der ersten Stunden, die ungefähr der Inkubationsdauer des Festigkeitsanstieges entsprechen, eine leichte Abnahme der Gitterkonstanten (von $a = 4{,}0327$ Å auf $a = 4{,}0322$ Å) erfolgt, deren Betrag jedoch an der Grenze der Versuchsgenauigkeit liegt. Bei weiterer Alterung ist sodann während mehrerer Wochen eine Änderung nicht mehr feststellbar (bis zu 80 Tagen Alterungsdauer verfolgt).

Unser Ausgangsdraht lag in vergütetem Zustand vor. Die Zeit seit der Vergütung ist uns unbekannt; sie beträgt jedoch mindestens drei Jahre. Die an diesem Ausgangsdraht gefundene Gitterkonstante liegt erheblich über der des neuvergüteten Materials ($a = 4{,}0342$ Å). Der Draht hatte eine Festigkeit von 43,2 kg/mm². An ausgeglühtem Draht wurde, der weitgehenden Kupferausscheidung entsprechend, eine stark erhöhte Gitterkonstante gefunden ($a = 4{,}0402$ Å).

Es ist naheliegend, unseren Befund als eine Widerlegung der Ausscheidungstheorie anzusehen, denn gerade während des Anstieges der Festigkeit ist keinerlei Änderung der Gitterkonstanten feststellbar. Trotzdem halten wir eine Stellungnahme gegen die Ausscheidungstheorie für verfrüht. Das Verhalten der Gitterkonstanten ließe sich nämlich auch als eine Überlagerung der Wirkungen von Magnesium- und Kupfer-Ausscheidungen deuten. Die Verkleinerung der Gitterkonstanten während der ersten Stunden der Alterung wäre danach als eine Magnesium- (bzw. Mg_2Si-) Ausscheidung aufzufassen. Wenn nun die Kupferausscheidung erst mit dem Beginn des Festigkeitsanstieges einsetzte, so könnten sich von diesem Zeitpunkt ab die beiden Ausscheidungen in ihrer Wirkung gerade kompensieren, denn Kupfer und Magnesium wirken ja in entgegengesetzter Weise auf die Gitterkonstante des Aluminiummischkristalles.

Die Ansicht, daß die Wirkung des Kupfers später einsetzt als die des Magnesiums, ist schon früher in der Literatur erörtert worden[1]. Ob die Auffassung von der gleichzeitigen und in bezug auf die Gitterkonstante gegenläufigen Wirkung der beiden Ausscheidungen berechtigt ist, soll durch weitere Versuche, die im Gange sind, geprüft werden.

Immerhin läßt sich schon jetzt — in Übereinstimmung mit dem Befund an Kupfer-Aluminiumkristallen — sagen, daß die ausgeschiedene Kupfermenge jedenfalls weit hinter der nach dem Zustandsdiagramm zu erwartenden zurückbleibt. Die Lösung von 1 Gew.-% Kupfer verkleinert die Gitterkonstante des Aluminiums um 0,002 Å, $^1/_2$ Gew.-% Magnesium vergrößert sie um etwa denselben Betrag[2]. Stellt man nun diese numerischen Werte in Rechnung, so ergibt sich, daß die Gesamtmenge des im Duralumin enthaltenen Magnesiums eine Ausscheidung von höchstens 1 Gew.-% Kupfer kompensieren kann. Auch die noch nicht berücksichtigte Ausscheidung des Siliziums kann das Defizit nicht wettmachen, da die hierbei eintretende, sehr geringe Gitteraufweitung[3] gerade im Sinne einer weiteren Verkleinerung der für die Ausscheidung in Betracht kommenden Kupfermenge wirkt.

Ob die merklich höhere Gitterkonstante des vor mehreren Jahren vergüteten Ausgangsmaterials durch eine im Laufe der Zeit eingetretene Kupferausscheidung verursacht wurde, oder ob sie auf eine besondere Vorbehandlung des Materials (z. B. Warmvergütung) zurückzuführen ist, kann zur Zeit ebenfalls noch nicht entschieden werden. Vielleicht läßt sich der Befund auch sehr einfach so deuten, daß nach dem ersten Abschrecken noch ungelöstes Kupfer vorhanden war, das erst beim Glühen vor der zweiten Vergütung in Lösung ging.

In diesem Zusammenhang sei betont, daß es mittels einer Röntgenaufnahme möglich ist, sofort nach dem Abschrecken festzustellen, ob maximale Lösung des Kupfers

[1] Vgl. z. B. E. Schmid und G. Wassermann: a. a. O.

[2] A. E. van Arkel: Z. Kristallographie Bd. 67, S. 235. 1928.

[1] Vgl. z. B. K. L. Meißner: Z. V. d. I. Bd. 70, S. 391. 1926.

[2] Frhr. v. Göler und G. Sachs: a. a. O.; G. Wassermann: a. a. O.

[3] M. L. V. Gayler und G. D. Preston: a. a. O.

Digitized by Google

nd damit die maximale Vergütbarkeit der Legierung rreicht ist.

2. Gitterstörungen.

Bisher war ausschließlich von Untersuchungen über ie Gittergröße in verschiedenen Vergütungszuständen ie Rede. Es liegen jedoch an anderen Legierungen auch ereits einige Beobachtungen vor, die auf das Entstehen on Gitterstörungen im Verlaufe der Vergütung hinreisen. So zeigten Beryllium-Kupferlegierungen mit unehmender Vergütung eine deutliche Verbreiterung er Linien des Grundmischkristalles[1]. An Aluminiumegierungen mit Kupfer-, Magnesium- und Siliziumehalten trat derselbe Effekt außerordentlich deutlich urch Verschmierung des K_α-Dubletts zutage[2].

Gitterstörungen konnten außerdem noch durch Ändeungen der Reflexionsintensität während der Vergütung er Beryllium-Kupferlegierungen festgestellt werden. Neben einer erheblichen absoluten Abnahme der Gesamtntensität wurde von O. Dahl, E. Holm und G. Masing noch eine relative Intensitätsabnahme der höheren Ordnungen beobachtet.

Bei unseren Versuchen traten derartige Effekte nicht n merkbarem Maße auf. Im Verlauf der Vergütung war

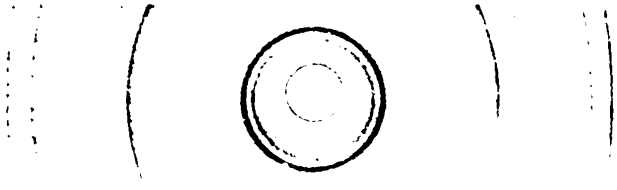


Abb. 2. Diagramm der äußersten Debye-Scherrer-Linien von kaltvergütetem Duralumin.

keine erkennbare Änderung der Linienschärfe zu beobachten; bei allen Aufnahmen ist das K_α-Dublett scharf und deutlich getrennt. (Vgl. Abb. 2.)

Dieser Befund steht nun durchaus in Widerspruch zu den von Gayler und Preston[2] gemachten Beobachtungen, daß in kaltvergüteten Aluminiumlegierungen eine überaus deutliche Verschmierung des K_α-Dubletts vorhanden ist. (Vgl. die Aufnahmen Nr. 2, 3, 15 und 24 bei Gayler und Preston.) Wir glauben indes, daß dieser Widerspruch nur scheinbar ist, und sich durch Versuchsergebnisse, über die wir weiter unten berichten, aufklären läßt.

Auch eine absolute oder relative Abnahme der Intensität war bei unseren Aufnahmen nicht feststellbar. Dabei ist allerdings zu berücksichtigen, daß photographisch nur sehr grobe Intensitätsunterschiede nachzuweisen sind. Für genauere Messungen ist eine ionometrische Intensitätsbestimmung erforderlich[3].

B. Deformation vergütbarer Aluminiumlegierungen.

Bereits R. Wilm[1] hat den Einfluß von Kaltdeformationen auf den Vorgang der Vergütung hervorgehoben. Die Ergebnisse der seitherigen Untersuchungen, auf die hier im einzelnen nicht eingegangen werden kann, lassen sich dahin zusammenfassen, daß eine nach dem Abschrecken vorgenommene Kaltverformung zwar eine Beschleunigung der Vergütung zur Folge hat, daß dadurch jedoch das Ausmaß der Vergütung deutlich verringert wird[2].

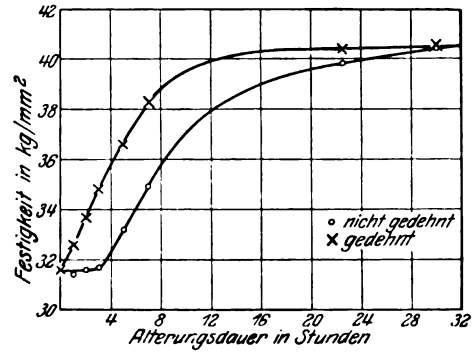


Abb. 3. Beschleunigung der Vergütung des Duralumins durch Dehnen der Versuchsdrähte um 1% unmittelbar nach dem Abschrecken.

Unsere eigenen Versuche stehen hiermit in völliger Übereinstimmung. Durch Dehnen der Duralumindrähte um 1% unmittelbar nach dem Abschrecken wurde unter Aufhebung der sonst etwa 3 Std. währenden Inkubationszeit ein sofortiges Einsetzen des Festigkeitsanstieges bewirkt. Das Ergebnis einer Versuchsreihe, bei der die Hälfte der Proben nach dem Abschrecken um 1% gedehnt wurde, ist in Abb. 3 (bis zu 30 Std.) und der Zahlentafel 1 (bis zu 8 Tagen) wiedergegeben. Man erkennt, daß nach 30 Std. die Festigkeit der nicht verformten Drähte die der verformten bereits erreicht und nach 8 Tagen um 1,7 kg/mm² überschritten hat.

Zahlentafel 1.

Zeit	Festigkeit in kg/mm²	
	nicht gedehnt	1% gedehnt
0 St.	31,6	
1 „	31,4	32,6
2 „	31,6	33,7
3 „	31,7	34,8
5 „	33,8	36,6
7 „	34,9	38,3
22½ St.	39,8	40,4
30 „	40,4	40,5
2 Tg.	41,6	40,5
4 „	42,4	41,2
8 „	42,7	41,1

Eine röntgenographisch nachweisbare Wirkung einer solchen Kaltdeformation ist eigentlich nicht zu er-

[1] O. Dahl, E. Holm und G. Masing: Wiss. Veröffentlg. Siemenskonz. Bd. 8, S. 154. 1929.

[2] M. L. V. Gayler und G. D. Preston: a. a. O.

[3] Solche Messungen sind von J. Hengstenberg und H. Mark bereits zum Nachweis von Gitterstörungen nach Kaltbearbeitung ausgeführt worden (Naturwissensch. Bd. 17, S. 443. 1929). Die Anwendung dieser Methode auf die Untersuchung der Kaltvergütung von Duralumin ergab in der Tat einen relativen Abfall der Intensität mit steigendem Vergütungsgrad. In einer in der Z. Physik in Kürze erscheinenden Arbeit machen die genannten Herren über ihre Ergebnisse Mitteilung. (Anm. b. d. Korr.: Z. Physik Bd. 61, S. 435. 1930.)

[1] R. Wilm: Metallurgie Bd. 8, S. 223. 1911.

[2] Vgl. beispielsweise die Diskussion auf der Hauptvers. d. Dtsch. Ges. Metallkunde Düsseldorf 1929; Z. Metallkunde 22, S. 141. 1930.

Digitized by Google

warten, da bekanntlich Reinaluminium (im Gegensatz zu Wolfram[1] oder Kupfer) auch nach weitestgehenden Kaltreckungsgraden keinerlei Verschmierung des K_α-Dubletts ergibt[2]. Überraschenderweise zeigte sich jedoch, daß bei Duralumin schon geringe Deformationen starke röntgenographisch nachweisbare Effekte hervorrufen. Die systematische Prüfung dieses Befundes führte zu folgenden Feststellungen.

Diagramme von Reißstücken geglühten oder hartgezogenen, technischen Aluminiumdrahtes zeigen, daß die α_1- und α_2-Linien des $\frac{(333)}{(511)}$-Debye-Scherrer-Kreises scharf und völlig getrennt sind. Eines der erhaltenen Diagramme ist in Abb. 4 wiedergegeben.

Daß der Vergütungsvorgang allein ebenfalls keine merkbare Unschärfe der Linien bewirkt, ist bereits oben betont worden. (Vgl. Abb. 2.)

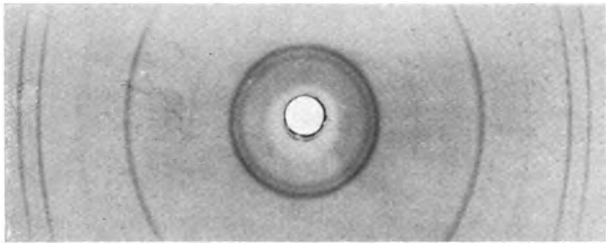


Abb. 4. Diagramm eines Reißstückes von hartgezogenem, technischen Aluminiumdraht.

Die Abb. 5a—d sind an abgeschrecktem Duralumin-Draht verschiedenen Dehnungsgrades erhalten worden. Man sieht, daß eine unmittelbar nach dem Abschrecken vorgenommene Dehnung von 1% bereits eine leichte Unschärfe der α_1- und α_2-Linien zur Folge hat. Nach 2proz. Dehnung tritt schon eine deutliche Verwaschenheit des K_α-Dubletts in Erscheinung (Abb. 5c). Gleichzeitig nimmt die allgemeine Schwärzung zu; die α_2-Linie hebt sich nur noch schwach vom Untergrund ab. Bereits nach 8% Dehnung sind die beiden K_α-Komponenten nicht mehr getrennt sichtbar. Das Bild unterscheidet sich nur wenig von dem an einem zerrissenen Draht (nach etwa 22% Dehnung) erhaltenen. Wie Abb. 5 d zeigt, ist hier das Dublett völlig verschmiert. Der Ort der α_1-Linie fällt mit der äußeren Begrenzung des breiten Schwärzungsringes zusammen. Die α_2-Linie ist vollkommen in der allgemeinen Schwärzung untergegangen. Wie weit diese Schwärzung nach innen reicht, kann nicht festgestellt werden; sie ist in unseren Aufnahmen durch den Blendenschatten begrenzt.

Weiterhin ist mit zunehmender Verschmierung des Dubletts eine starke allgemeine Abnahme der Linienintensität bemerkbar, die in den Diagrammen der Abbildungen allerdings durch längere Belichtung, Entwickeln und Kopieren größtenteils ausgeglichen worden ist.

Der eben beschriebene Deformationseffekt war auch in allen anderen Stadien der Vergütung feststellbar. Die Abb. 6a—d geben Diagramme wieder, die an unserem vergüteten Ausgangsdraht (mit der Gitterkonstante $a = 4{,}0342$ Å, vgl. oben) erhalten wurden. Wie eine Gegenüberstellung mit den Abb. 5a—d zeigt, tritt hier, wenn man Proben gleicher Dehnung vergleicht, die Verschmierung sogar früher ein als bei dem frisch abgeschreckten Draht. Nach 1% Dehnung bemerkt man die Unschärfe der Linien schon sehr deutlich (Abb. 6b). Nach 2% Dehnung ist α_2-Linie fast unsichtbar (Abb. 6c). In dem Diagramm des zerrissenen Drahtes (Abb. 6d) ist eine Begrenzung der Schwärzung nach innen wiederum nicht mehr festzustellen.

Dieses Verhalten ist nun keineswegs eine Eigentümlichkeit des Duralumins allein. Der gleiche Effekt wurde auch an anderen vergütbaren Aluminiumlegierungen festgestellt, nämlich bei 1. Kupfer-Aluminium (4,5% Cu 2. Lautal (Aeron; bei Zimmertemperatur nur schwach vergütbar), 3. Constructal (Leg. 87 mit 5,9% Zn, 1,4% Mg).

Das Diagramm einer Silizium-Aluminiumlegierung (harter Silumindraht) zeigte dagegen ebenso scharfe Linien wie Reinaluminium. Die Verschmierung des K_α-Dubletts nach Kaltreckung ist also keine allgemeine Eigenschaft aller Aluminiumlegierungen, sondern scheint das Vorhandensein eines Mischkristalles zur Voraussetzung zu haben. Nun ist zwar auch Silizium im Aluminium löslich, die Löslichkeit ist jedoch gering (1,4 bis 0,1%)[1]. Offenbar ergibt also nur ein durch Mischkristallbildung über ein gewisses Maß hinaus aufgeweitetes oder verkleinertes Aluminiumgitter die Deformations-Verschmierung.

In der Tat zeigte sich, wie Abb. 7 veranschaulicht, daß ein langsam abgekühlter Duralumindraht nach dem Zerreißen eine im Vergleich zum abgeschreckten Draht nur sehr geringe Verschmierung ergibt. Mit der Ausscheidung des Kupfers (der Gitterkonstanten $a = 4{,}0402$ Å entsprechend sind etwa 4% Cu ausgeschieden) ist also auch die Empfindlichkeit des Gitters gegen Deformation stark zurückgegangen.

Dieser Befund läßt vermuten, daß nicht die Mischkristallbildung an sich, sondern hauptsächlich der Übersättigungszustand der abgeschreckten Drähte für die Verschmierung verantwortlich ist.

In der Tat konnten wir an Magnesium-Aluminium-Mischkristallen bereits feststellen, daß ein hartgezogener Draht mit 2,7 Gew.-% Magnesium scharfe Linien ergibt, trotzdem die Gitterkonstante um 0,013 Å vergrößert ist. (5 Gew.-% Kupfer verkleinern nur um 0,010 Å.) Diese Legierung liegt bei gewöhnlicher Temperatur an der Sättigungsgrenze[2]. Ein gezogener Draht mit 5,4 Gew.-% Magnesium, der nach dem Zustandsdiagramm bei gewöhnlicher Temperatur übersättigt ist, zeigte starke Verschmierung des K_α-Dubletts. Zur Deutung der mitgeteilten Ergebnisse in bezug auf die Theorie der Vergütung möchten wir zunächst darauf hinweisen, daß es unseres Erachtens nicht möglich ist, die beschriebene Linienunschärfe als Anzeichen eines Ausscheidungsvorganges zu betrachten, denn die Unschärfe ist ja in jedem Stadium der Vergütung herbeizuführen. Im frisch abgeschreckten Material ist sie zwar mit einer Festig-

[1] A. E. van Arkel: Physica Bd. 5, S. 208. 1925.
[2] U. Dehlinger: Z. Kristallographie Bd. 65, S. 615. 1927.

[1] G. C. Gwyer, H. W. Phillips und L. Mann: J. Inst. Met. Bd. 40, S. 297. 1928.
[2] E. H. Dix und F. Keller: Techn. Publ. Nr. 187. Referat Z. Metallkunde Bd. 21, S. 205. 1929.

Digitized by Google

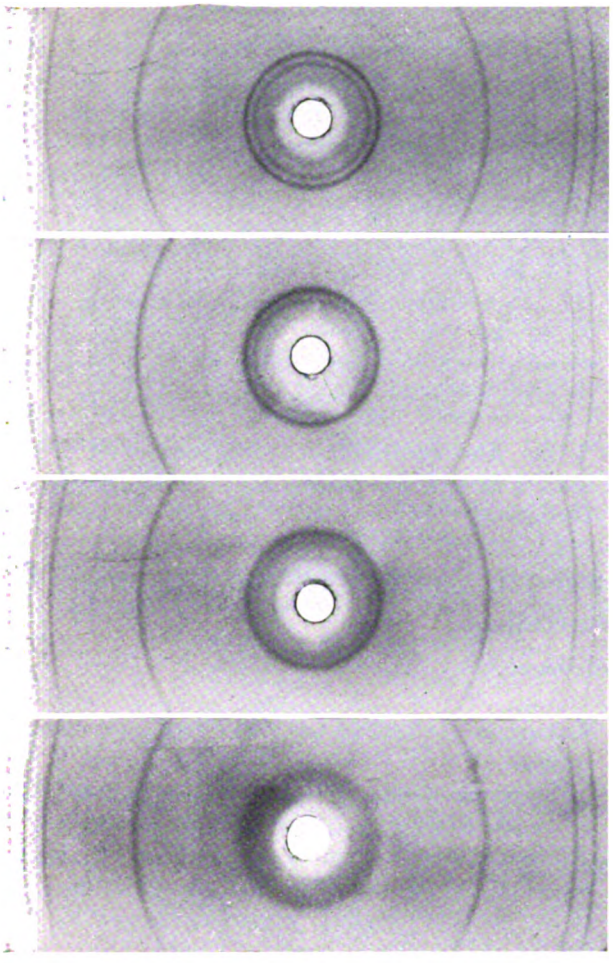


Abb. 5. Diagramme von abgeschrecktem Duralumin bei verschiedenen Dehnungsgraden.
a Ausgangszustand unbelastet; b 12 kg Last, 1% Dehnung; c 14 kg Last, 2% Dehnung; d Reißstück 24 kg Last, 22% Dehnung.

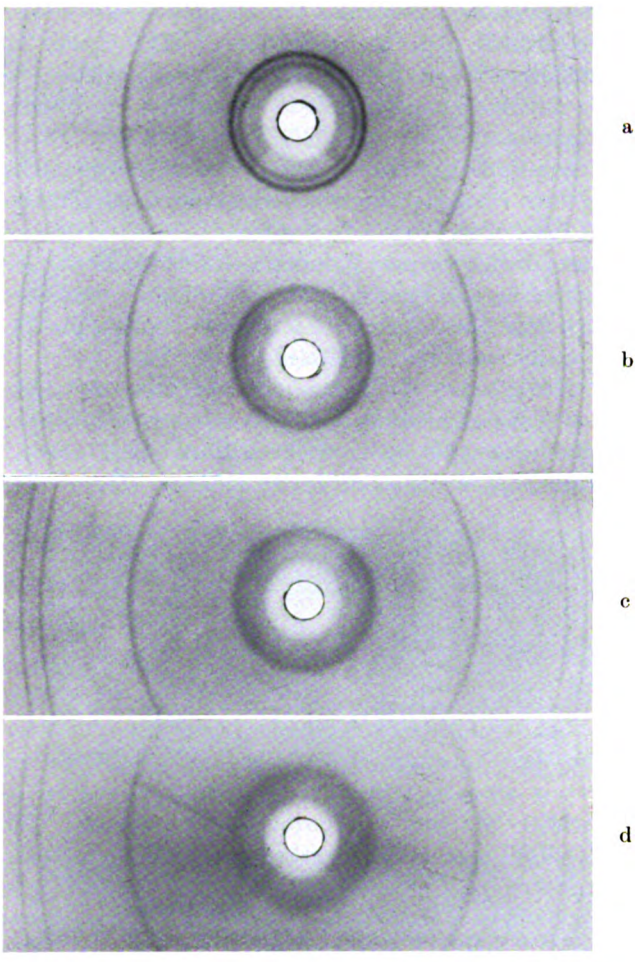


Abb. 6. Diagramme von ausgealtertem Duralumin bei verschiedenen Dehnungsgraden.
a Ausgangszustand, unbelastet; b 22 kg Last, 1% Dehnung; c 24 kg Last, 2% Dehnung; d 34 kg Last, 22% Dehnung.

keitssteigerung verbunden. Im ausgealterten Draht ist jedoch durch Deformation keine der Vergütung zuzuschreibende Festigkeitssteigerung mehr zu erzielen, trotzdem die Verschmierung hier sicher nicht geringer, wahrscheinlich sogar größer ist als bei der abgeschreckten Legierung. Es hat auch durchaus den Anschein, als ob die Verschmierung gleichzeitig mit der Deformation und nicht erst allmählich entsteht, wie man bei Eintritt von Ausscheidungen erwarten sollte. Die Aufnahmen waren zwar immer erst $1^1/_2$ Stunden nach der Deformation beendet, doch ergaben sich keinerlei Anzeichen dafür, daß die Linien im ersten Teil der Aufnahmezeit noch scharf waren. Auch eine Zunahme der Unschärfe nach längerer Zeit war nicht festzustellen.

Eine Deutung der Linienunschärfe im Sinne der Ausscheidungstheorie erscheint uns also nicht möglich. Wir glauben vielmehr, daß die Verschmierung bei der Deformation lediglich ein Zeichen für die starke Störung ist, die das Aluminiumgitter bei tiefer Temperatur durch die Lösung mehrerer Prozente fremder Atome erfährt. Weder Deformation allein, noch der Übersättigungszustand der vergütbaren Mischkristalle allein, sind bei Aluminium imstande, die Verschmierung des Dubletts herbeizuführen. Erst bei gleichzeitiger Wirkung beider Ursachen wird der Effekt erzielt. Bei Kupfer dagegen, das als solches bei Deformation die Verschmierung zeigt, genügt auch der Vergütungsvorgang allein, um die Linienunschärfe herbeizuführen. Inwieweit diese Parallelität allgemeingültig ist, läßt sich heute noch nicht sagen.

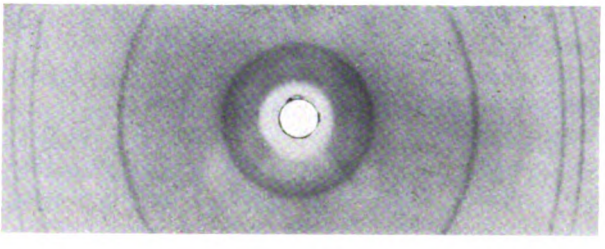


Abb. 7. Diagramm eines Reißstückes von geglühtem Duralumin.

Der im ersten Teil dieser Arbeit erwähnte Widerspruch zwischen den Ergebnissen von Gayler und Preston und den unsrigen über die Linienschärfe kaltvergüteter Legierungen ist jetzt wohl zwanglos zu klären. Gayler und Preston stellten ihre Legierungen für die Röntgenaufnahmen „in Form eines dünnen, biegsamen Bleches“ her. Die Präparate wurden in einer Kamera von 5 cm Radius aufgenommen, in der die Bleche der zylindrischen Wand anlagen (Fokussierungsmethode). Die hierfür notwendige Biegung der Bleche dürfte bereits genügen, um eine Unschärfe der Dublettlinien herbeizuführen, abgesehen davon, daß auch unabsichtlich Ver-

Digitized by Google

biegungen der Präparate vorgekommen sein mögen. Der Befund, daß Reinaluminium sowie langsam abgekühlte Proben weit schärfere Linien ergaben, ist ja mit unseren Ergebnissen durchaus in Übereinstimmung.

Das in der Arbeit von v. Göler und Sachs wiedergegebene Röntgendiagramm eines Aluminiumdrahtes mit 4% Kupfer zeigt ebenfalls deutlich die Dublettverschmierung. Auch in diesem Fall ist die Linienunschärfe nicht überraschend, da nach Angabe der Verfasser die Drähte nach dem Abschrecken etwas gezogen wurden, um kontinuierlich geschwärzte Linien zu erhalten.

Mit Hilfe der Röntgenuntersuchung ist es also in einfacher Weise möglich, bei kaltvergüteten Aluminiumlegierungen nachträglich festzustellen, ob nach dem Abschrecken eine Deformation des Materials vorgenommen wurde.

Zusammenfassung.

1. Die Gitterkonstante des Duralumins zeigt bei der Kaltvergütung nach einer anfänglichen, kleinen Erniedrigung, die zeitlich mit der Inkubationsdauer des Festigkeitsanstieges zusammenfällt, keinerlei Änderung.

2. Gitterstörungen, die sich in einer Linienverbreiterung (Verschmierung des K_α-Dubletts) äußern, wurden bei der Kaltvergütung des Duralumins nicht beobachtet.

3. Im Gegensatz zu Reinaluminium zeigen vergütbare Aluminiumlegierungen nach Deformation sehr beträchtliche Verschmierung des K_α-Dubletts. Es wird vermutet, daß diese Erscheinung an das Vorhandensein eines übersättigten Mischkristalls gebunden ist.

Der Notgemeinschaft der Deutschen Wissenschaft danken wir bestens für Unterstützung unserer Versuche.

Zur Frage der molekularen oder atomaren festen Lösung einer Metallverbindung im Grundmetall.

Von **G. Wassermann**[1].

Bei den meisten vergütbaren Legierungen, insbesondere den Aluminiumlegierungen, ist der Bestandteil, der als wesentlich für die Vergütungswirkung zu betrachten ist, eine intermetallische Verbindung. Unmittelbar nach dem Abschrecken einer vergütbaren Legierung sind die wirksamen Bestandteile in fester Lösung in dem Grundmetall vorhanden. Für die Kenntnis des Veredelungsvorganges wäre es wichtig zu wissen, ob in diesem Mischkristall bereits Moleküle der Verbindung in fester Lösung enthalten sind — molekulare Lösung — oder ob die Atome der an der Verbindungsbildung beteiligten Elemente zunächst einzeln in das Gitter des Grundmetalles aufgenommen werden — atomare Lösung. Die Verbindungsbildung könnte in diesem Fall erst später im Zusammenhang mit dem Vergütungsvorgang erfolgen.

Eine experimentelle Entscheidung dieser wichtigen Frage liegt, soweit bekannt ist, bisher nicht vor. Röntgenographisch ist eine Mischkristallbildung im allgemeinen nur dadurch erkennbar, daß die Gitterkonstante des Grundmetalles verändert wird. Je nach der Größe der gelösten Atome wird das Gitter aufgeweitet oder verengt, und zwar steigt oder fällt der Wert der Gitterkonstanten linear mit der Atomkonzentration des gelösten Stoffes. Der innere Aufbau des Mischkristalls läßt sich dagegen im einzelnen nicht feststellen. Man kann jedoch versuchen, aus der Veränderung der Gitterkonstanten mit der Natur und Konzentration der gelösten Stoffe Schlüsse auf die Art der Lösung zu ziehen. Am günstigsten dafür scheinen die Fälle zu sein, in denen die Atome des Lösungsmittels nicht selbst an der Bildung der wirksamen Verbindung beteiligt sind. Ein Beispiel sind Aluminiumlegierungen, bei denen die Veredelung durch die Verbindung $MgZn_2$ hervorgerufen wird. Über einige röntgenographische Versuche, die sich mit der Veränderung der Gitterkonstanten des Aluminiums bei Mischkristallbildung mit Zink und Magnesium befassen, soll im folgenden berichtet werden.

Es gelangten zunächst Zink-Aluminium-Mischkristalle zur Untersuchung. Die Legierungen wurden aus reinstem amerikanischem Aluminium und aus Zink „Kahlbaum" hergestellt, zunächst kalt gewalzt, im allgemeinen 15 bis 18 St. bei 200° geglüht, abgeschreckt und zu Draht von 0,4 mm Durchmesser gezogen. Die gezogenen Drähte wurden vor der Aufnahme nochmals 1 bis 2 St. bei 250° angelassen und erneut abgeschreckt. Die Aluminium-Legierung mit 10 Atom-% Zink wurde bei 300° während 20 Std. geglüht, um ein Überschreiten der Löslichkeitsgrenze zu vermeiden. Für die Röntgenaufnahmen diente eine Debye-Scherrer-Kammer (Cu-Strahlung) von 29,5 cm Umfang[1]. Die Auswertung der Filme erfolgte in der von van Arkel[2] angegebenen Weise.

Die Ergebnisse sind in Abb. 1 dargestellt. Für reines Aluminium ergab sich die Würfelkante des Elementarkörpers $a = 4{,}0404$ Å, also in sehr guter Übereinstimmung mit dem von v. Göler und Sachs gefundenen Wert 4,0402 Å. Um einen Vergleich mit anderen Metallen zu ermöglichen, ist in Abb. 1 der Zinkgehalt in Atomprozenten aufgetragen. Man sieht, daß, wie schon Phebus und Blake[3] festgestellt haben, Zink kontrahierend auf das Aluminiumgitter wirkt. Ein quantitativer Vergleich mit den von Phebus und Blake gefundenen Werten ist schwierig. Die Genauigkeit der Gitterkonstanten-Bestimmung war damals geringer als bei den jetzigen Versuchen; der Wert für das unlegierte (wohl höchstens 99,5proz. Aluminium liegt zu hoch. Immerhin ergibt sich noch eine befriedigende Übereinstimmung der Ergebnisse.

Es sei noch darauf hingewiesen, daß zwar die Verkleinerung der Gitterkonstanten innerhalb der Versuchs-

[1] Original: Z. Metallkunde Bd. 22, S. 158 bis 160. 1930.

[1] Vgl. v. Göler und G. Sachs: Metallwirtsch. Bd. 8, S. 671. 1929.

[2] Z. f. Krist. Bd. 67, S. 235. 1928.

[3] Phys. Rev. Bd. 25, S. 107. 1925.

Digitized by Google

fehler gut linear mit der Zinkkonzentration erfolgt, daß aber für sehr kleine Zusätze (unter 2 Atom-%) die Abnahme verhältnismäßig geringer ist.

Die Aluminium-Legierung mit 9,75 Atom-% (20,64 Gew.-%) Zink liegt nach dem von Bauer und Vogel[1] sowie Sander und Meißner[2] aufgestellten Zustandschaubild bei 300° bereits an der Löslichkeitsgrenze. Daß noch das gesamte Zink in Lösung gegangen war, ergibt sich wohl aus dem niedrigen Wert der Gitterkonstanten des Mischkristalls (vgl. Abb. 1). Auch waren Debye-Scherrer-Linien des Zinks oder der Verbindung Al_2Zn_3 im Diagramm nicht zu bemerken[3].

Die Herstellung der magnesiumhaltigen Aluminium-Legierungen erfolgt in der gleichen Weise wie die der zinkhaltigen Legierungen. Auch bezüglich der Röntgenaufnahmen gilt das oben Gesagte. Abb. 2 und 3 zeigen am Beispiel einer Legierung mit 3 Atom-% Magnesium, wie die hier beobachtete, starke Gitteraufweitung, die Lage des letzten $\frac{(333)}{(511)}$ Debye-Scherrer-Kreises (der bei der üblichen Filmanordnung ganz außen gelegen ist), verändert.

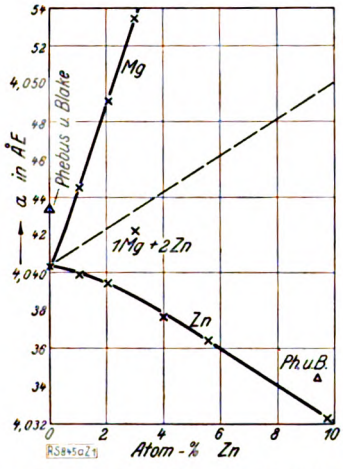


Abb. 1. Änderung der Gitterkonstanten der Aluminiums bei der Mischkristallbildung mit Zink und Magnesium (A-Werte von Phebus und Blake).

Die gefundenen Werte sind wieder in die Abb. 1 eingetragen. Eine Legierung mit 6 Atom-% (5,42 Gew.-%), die den Wert $a = 4{,}0600$ Å ergab, enthielt nach 20stündigem Glühen bei 250° offenbar nicht mehr alles Magnesium in Lösung. Nach dem neuen Zustandschaubild von Dix und Keller[4] ist hier die Löslichkeitsgrenze bereits überschritten. Wahrscheinlich war auch die Glühzeit zu kurz. Die übrigen drei Werte lassen sich gut durch eine Gerade verbinden, die allerdings den für Reinaluminium gefundenen Wert nicht trifft. Also auch hier beeinflussen geringe Zusätze die Gitterkonstante verhältnismäßig wenig.

Auch über Magnesium-Aluminium-Mischkristalle liegen bereits einige Angaben vor. Owen und Preston[5] fanden bei 8,8% Magnesium den außerordentlich hohen Wert $a = 4{,}106$ Å, allerdings ist auch ihr Wert für Reinaluminium sehr groß (4,05 Å). Bessere Übereinstimmung ergibt sich mit einer neuen Bestimmung von Gayler und Preston[1], die für Reinaluminium den Wert $a = 4{,}0412$ Å bei einem Gehalt von 9,8 Atom-% Mg (8,8 Gew.-%) $a = 4{,}0705$ Å fanden.

Die Gitterveränderungen bei Magnesium- oder Zinkzusatz lassen sich aus der Größe der verschiedenen Atome erklären. Nach V. M. Goldschmidt[2] beträgt der Atomradius des Aluminiums 1,43, der des Zinks 1,37, der des Magnesiums 1,64 (Koordinationszahl 12). Man erkennt aus diesen Zahlen nicht nur, daß das Zinkatom kleiner ist als das Aluminiumatom, das Magnesiumatom dagegen größer, sondern man sieht auch, daß der Unterschied zwischen Aluminium und Zink kleiner ist

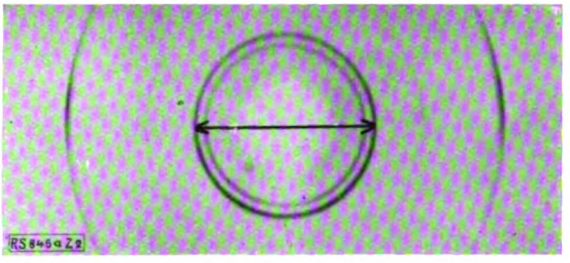


Abb. 2. Rein-Aluminium.

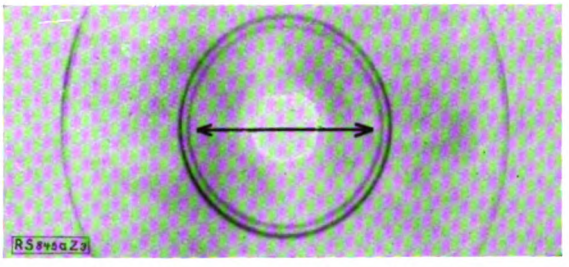


Abb. 3. Aluminium mit 3 Atom-% Magnesium.

Abb. 2 und 3. Durch Gitteraufweitung bedingte Verschiebung des (333) α_1- und α_2Debye-Scherrer-Kreises.

als zwischen Magnesium und Aluminium. Die erheblich stärkere Wirkung des Magnesiums wird damit verständlich.

Nun wurde eine Legierung untersucht, die 2 Atom-% Zink und 1 Atom-% Magnesium enthielt. Diese Legierung ergab den Wert $a = 4{,}0423$ Å. In Abb. 1 gibt die gestrichelte Linie an, wie sich die Gitterkonstante bei gleichzeitiger Anwesenheit von Zink und Magnesium im Verhältnis 1:2 aus den Werten der reinen Zink- und Magnesiumlegierungen errechnen würde. Man erkennt, daß der gefundene Wert etwas unter dem berechneten liegt. Es ist jedoch zu berücksichtigen, daß bei Anwesenheit von Magnesium der gekrümmte Teil der Linie der Zink-Mischkristalle sicherlich kürzer ist als beim Fehlen von Magnesium oder sogar ganz wegfällt. Es würden dann die Werte für die Zink-Mischkristalle und damit auch die für Magnesium-Zink-Aluminium berechnete Linie tiefer liegen. Wesentlich erscheint jedenfalls, daß immer noch eine Gitteraufweitung vorhanden ist.

[1] Int. Z. Metallogr. Bd. 8, S. 101. 1916.

[2] Z. Metallkunde Bd. 14, S. 385. 1922.

[3] Ein Versuch, die Verbindung Al_2Zn_3 in einer Legierung mit 22 Gewichts-% Aluminium nachzuweisen, war nicht erfolgreich. Die Legierung wurde 72 Std. auf 420° erhitzt, abgeschreckt und unmittelbar danach aufgenommen. Das Diagramm zeigt lediglich Linien des Zinks und Aluminiums.

[4] Techn. Public. Nr. 187. Bericht Z. Metallkunde Bd. 21, S. 205. 1929.

[5] Proc. Phys. Soc. Bd. 36, S. 14. 1923.

[1] J. Inst. Metals Bd. 41, S. 191. 1929.

[2] Vgl. z. B. V. M. Goldschmidt: Z. phys. Chem. Bd. 133 (A), S. 397. 1928.

Digitized by Google

Es sei nun versucht, aus diesem Befund Schlüsse zu ziehen über den Aufbau des Mischkristalles, wie er in der abgeschreckten Legierung vorliegt. Wenn der Mischkristall von vornherein die Moleküle der Verbindung als solche gelöst enthält, ist das z. B. so möglich, daß jeweils 1 Aluminiumatom durch 1 Molekül $MgZn_2$ ersetzt wird. Diese Annahme ist nicht nur unwahrscheinlich, sie wird auch durch den Versuch widerlegt. Da das Molekularvolumen der Verbindung etwa dreimal so groß ist wie das Atomvolumen des Aluminiums, wäre dieser Fall nämlich nur verbunden mit einer außergewöhnlich großen Gitteraufweitung denkbar[1].

Eine weitere Möglichkeit der Anordnung wäre die, daß jedes Atom des Verbindungsmoleküls 1 Aluminiumatom ersetzt. Unter Verwendung der Werte für die Atom- bzw. Molekular-Volumina ergibt sich dann folgende Berechnung. Das Atomvolumen des Aluminiums ist gleich 16,49; 3 Al würden also der Zahl 49,47 entsprechen. Das Molekularvolumen für $MgZn_2$ würde sich additiv aus den Volumina für Mg + 2 Zn zu $23{,}08 + 2 \cdot 15{,}6 = 53{,}4$ errechnen. Experimentell gefunden wurde es aber gleich 48,7. Setzt man $49{,}47 = 1$, so ergibt sich für Mg + 2 Zn = 1,08, für $MgZn_2$ 0,98, d. h. bei atomarer Lösung müßte noch eine Gitteraufweitung vorhanden sein, bei molekularer Lösung dagegen schon eine geringe Verengung. Die bei gleichzeitigem Vorhandensein vom Mg und 2 Zn gefundene Gitteraufweitung macht also das Vorhandensein einer atomaren Lösung wahrscheinlich. Natürlich ist zu berücksichtigen, daß dieses Ergebnis nur mittelbar gewonnen wurde; eine unmittelbare Untersuchung des Aufbaues der Mischkristalle ist mit den heutigen experimentellen Mitteln indessen nicht möglich.

Auch rein theoretisch wird man der atomaren Verteilung die größere Wahrscheinlichkeit zuerkennen, denn die intermetallischen Verbindungen haben, soweit ihre Strukturen bisher untersucht sind, kein Molekülgitter, d. h. sie sind nicht so aufgebaut, daß bei einer Verbindung AB_2 sich zu jedem Atom A 2 ganz bestimmte Atome B angeben lassen, die diesem Atom A näher liegen als allen anderen. Das Gitter der Verbindung $MgZn_2$ ist noch dadurch besonders schwierig zu deuten, daß die Zinkatome in 2 Gruppen einteilbar sind, die in ihrer Anordnung nicht gleichwertig sind. Wenn Zink- und Magnesiumatome im geeignetem Verhältnis zusammentreffen, so bilden sie wohl gemeinsam ein Gitter, bei dem Zink zu Magnesium im Verhältnis 2:1 steht. Daß aber einzelne Moleküle, bei denen von einem Gitter natürlich noch keine Rede sein kann, überhaupt existenzfähig sein sollen, erscheint zweifelhaft[1].

Von den beiden heute noch umstrittenen Vergütungstheorien, der Ausscheidungstheorie und der Fraenkelschen Theorie, verlangt nur die letztere bestimmte Voraussetzungen über den Aufbau des Mischkristalles. Wenn nämlich die Vergütung auf der Bildung der intermetallischen Verbindung beruht, so müssen die einzelnen Bestandteile dieser Verbindung zunächst atomar gelöst sein. Bei Überschreitung der Sättigungsgrenze erfolgt nun die Verbindungsbildung im Mischkristall. Das Ergebnis dieses Vorganges ist somit eine feste Lösung, die nicht mehr Atome, sondern die einzelnen Moleküle der Verbindung enthält.

Der Fall der atomaren Lösung ist jedoch auch mit der Ausscheidungstheorie durchaus verträglich. Die Verbindungsbildung wird in diesem Falle gleichzeitig mit der Ausscheidung vor sich gehen[1].

Zusammenfassung.

1. Die Gitterkonstante des Alhminiums wird bei Mischkristallbildung mit Zink um etwa 0,001 Å für 1 Atom-% Zn erniedrigt.

2. Magnesium erhöht die Gitterkonstante um etwa 0,0045 Å für 1 Atom-% Mg.

3. Magnesium und Zink im atomaren Verhältnis 1:2 weiten das Aluminiumgitter gleichfalls etwas auf.

4. Die Verbindung $MgZn_2$ wird bei der Mischkristallbildung mit Aluminium wahrscheinlich atomar gelöst.

[1] Die Fälle, daß 1 Molekül 2 oder 4 Aluminium-Atome ersetzt oder daß gar ein Einlagerungsmischkristall gebildet wird, scheiden gleichfalls aus, weil sie außerordentlich große Gitteraufweitungen bzw. -verengungen herbeiführen müßten.

[1] Vgl. G. Masing: Wissenschaftl. Veröff. a. d. Siemens-Konzern Bd. 8, S. 187. 1929.

Über die Vergütung einer Constructallegierung.

Von **G. Wassermann**[1].

Röntgenographische Untersuchungen der Vergütungsvorgänge wurden, soweit sie Aluminium betreffen, bisher nur an kupferhaltigen Aluminium-Legierungen vorgenommen[2]. Im Nachfolgenden wird über Versuche berichtet, die an einer vergütbaren Legierung durchgeführt wurden, bei der das Aluminium nicht an der Bildung der wirksamen intermetallischen Verbindung beteiligt ist. Als Versuchsmaterial diente eine technische Constructallegierung (Leg. 87), bei der nach den Untersuchungen von Guertler[1], Sander und Meißner[2] die Veredelungswirkung der Verbindung $MgZn_2$ zuzuschreiben ist[3].

Die Analyse der als Draht von 1 mm Durchmesser benutzten Legierung ergab: 5,88% Zn, 1,40% Mg, 1,35% Mn, 0,28% Fe, 0,20% Si. Die Legierung enthält also nach Abzug des für die Bildung vom Mg_2Si benötigten Magnesiums rund 7 Gew.-% $MgZn_2$.

[1] Original: Z. Metallkunde Bd. 22, S. 160 bis 162. 1930.

[2] E. Schmid und G. Wassermann: Metallwirtsch. Bd. 7 S. 1329. 1928. M. Gayler und G. Preston: J. Inst. of Metals Bd. 41, S. 191. 1929; v. Göler und G. Sachs: Metallwirtsch. Bd. 8, S. 671. 1929.

[1] Z. Metallkunde Bd. 19, S. 488. 1927.

[2] Z. phys. Chem. Bd. 154, S. 144. 1926.

[3] Das Material war von den Vereinigten Leichtmetallwerken, Bonn, freundlichst zur Verfügung gestellt worden.

Digitized by Google

Die Drähte wurden jeweils 2 Stunden im Salzbad auf 460 bis 465° erhitzt, abgeschreckt und dann bei Zimmertemperatur oder 80° gealtert. Als Beispiel für die Festigkeitssteigerungen während der Alterung sind die Ergebnisse einer Versuchsreihe in der Zahlentafel 1 und in den Abb. 1 (Alterungszeit bis 25 Stunden) und 2 (Alterungszeit bis zu 8 Tagen) wiedergegeben. Man sieht, daß die

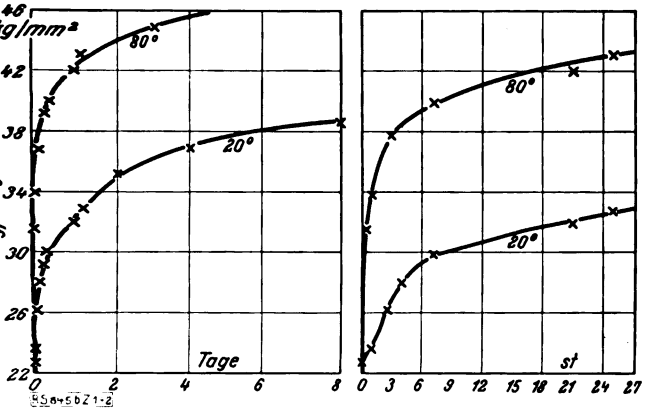


Abb. 1 und 2. Zugfestigkeit von Konstructaldraht während der Vergütung.

Zunahme der Zugfestigkeit in Prozenten der Ausgangsfestigkeit wie auch absolut sehr groß ist, obwohl nach den angewendeten Alterungszeiten (3 Tage bei 80°, 8 Tage bei Zimmertemperatur) der Endwert noch nicht erreicht ist.

Zahlentafel 1. Alterung von Constructal (Legierung 87).

Alterungszeit	20°		80°	
	Zugfestigkeit Kz kg/mm²	Dehnung δ_{10}%	Zugfestigkeit Kz kg/mm²	Dehnung δ_{10}%
0 St.	22,8	20		
1/2 „			31,6	17
1 „	23,7	18	33,9	19
2 1/2 „	26,2	16		
3 „			37,8	21
4 „	28,1	17		
6 „	29,2	18	39,2	19
7 1/2 „	30,0	17	40,0	17
21 „	32,0	18	42,1	19
25 „	32,9	19	43,2	19
2 Tage	35,2	19	43,9	18
3 „			44,9	19
4 „	36,9	20		
8 „	38,7	18		

Die röntgenographische Untersuchung dieses Vorganges geschah so, daß gleichzeitig die Veränderung der Gitterkonstanten und das evtl. Auftreten von Ausscheidungen beobachtet wurden. Die Aufnahmen erfolgten in einer Debye-Scherrer-Kamera mit 29,5 cm Umfang[1] (Cu-Strahlung). Die Drähte wurden während der Aufnahmen gedreht. Die zu erwartenden Effekte sind nicht so groß wie bei kupferhaltigen Al-Legierungen, da, wie die vorhergehende Untersuchung der Gitterkonstanten gezeigt hat, Zink und Magnesium einander entgegenwirken. Die Gitterkonstante einer Legierung mit 5,5 Gew.-% $MgZn_2$ ist nur um etwa 0,0002 Å größer als die des reinen Aluminiums.

Eine Übersicht über die Ergebnisse gibt Zahlentafel 2. In den Spalten 3 und 4 sind die Abstände $2e$ verzeichnet, die sich bei dem Ausmessen der letzten, unmittelbar an der Eintrittsstelle der Strahlung gelegenen Debey-Scherrer-Kreise (333) ergeben. a (Spalte 5) zeigt den Wert der Gitterkonstanten an, der sich nach Vornahme der van Arkelschen Korrektion ergibt[1].

Zahlentafel 2. Gitterkonstanten von Constructal.

Nr.	Vorbehandlung	$2e$ (333) in mm		a korr.
		a_1	a_2	
1	geglüht	25,4	28,6	4,0402 Å
2	0 bis 3 St., Zimmertemp.	26,2	29,4	29
3	0 „ 7 „ „	26,0	29,3	25
4	1 Tage, „	25,8	29,1	15
5	1 „ „	25,8	29,1	17
6	7 „ „	25,7	29,0	14
7	12 „ „	25,8	29,1	15
8	14 „ „	25,8	29,0	15
9	1/2 St., 80°	25,7	29,1	16
10	1/2 „ 80°	25,8	29,1	18
11	4 „ 80°	25,8	29,2	16
12	21 „ 80°	25,9	29,2	18
13	21 „ 80°	25,7	29,0	15
14	24 „ 80°	25,8	29,0	16
15	72 „ 80°	25,8	29,0	15

Im einzelnen ist noch folgendes zu bemerken. Der Wert der Gitterkonstanten des geglühten Drahtes entspricht dem für reinstes Aluminium. Man wird jedoch daraus nicht schließen können, daß im geglühten Draht alles $MgZn_2$ ausgeschieden ist, da ja der Draht noch Eisen, Magnesium, Silizium und Mangan enthält, die die Gitterkonstante in schwer zu übersehender Weise beeinflussen. Der geglühte Draht muß sehr langsam bis zur Zimmertemperatur abgekühlt werden. Bis 80° allmählich abgekühlte und dann aus dem Heizschrank genommene Proben zeigten noch deutliche mechanische Vergütungseffekte. Da nach dem quasibinären Zustandschaubild $MgZn_2$-Aluminium[2] bei einem Gehalt von 7% $MgZn_2$ die Löslichkeitsgrenze erst unterhalb 100° überschritten wird, ist dieses Verhalten verständlich.

Die Aufnahmen Nr. 2 und 3 wurden unmittelbar nach dem Abschrecken begonnen und waren nach 3 bzw. 7 Stunden beendet. Man sieht, daß von Aufnahme Nr. 4 ab keine systematischen Veränderungen der Gitterkonstanten mehr nachweisbar sind, ebenso wie bei allen warmvergüteten Drähten. Es ist zwar wahrscheinlich, daß auch im weiteren Verlauf der Alterung noch Veränderungen von a erfolgen, sie sind jedoch mit der zur Verfügung stehenden Meßgenauigkeit nicht mehr nachweisbar und dürften höchstens 5 Stellen der 4. Dezimalen ausmachen.

Die Verkleinerung der Gitterkonstanten während der Veredelung kann wohl nur als eine Folge der Ausschei-

[1] Die Aufnahmen wurden in derselben Kamera gemacht, die v. Göler und Sachs zu ihren Versuchen verwendet hatten. Näheres über die Ausführung der Aufnahmen, die erreichbare Genauigkeit usw. vgl. v. Göler und G. Sachs: a. a. O.

[1] A. E. van Arkel: Z. Kristallogr. Bd. 67, S. 235. 1928. Für die Korrektionen wurden die Linien (333) α_1, (333) α_2, (422), (204), (313) verwendet.

[2] W. Sander und K. L. Meißner: a. a. O.

Digitized by Google

dung von $MgZn_2$ gedeutet werden[1]. Die Hauptausscheidung erfolgt denmach zu Beginn der Vergütung, und zwar während des ersten Tages der Kaltvergütung und der ersten halben Stunde bei der Warmvergütung. Tatsächlich liegt in diesen Zeiten auch der Hauptfestigkeitsanstieg (vgl. Zahlentafel 1, Abb. 1 und 2). Unmittelbar nach dem Abschrecken dürfte a noch etwas größer sein als sich aus den Aufnahmen Nr. 1 und 2 ergibt, die das Mittel der Werte der ersten Stunden liefern. Allerdings ist es auch möglich, daß die Veränderungen ganz im Anfang der Kaltvergütung fehlen, da auch der Festigkeitsanstieg etwas verzögert ist (Abb. 2).

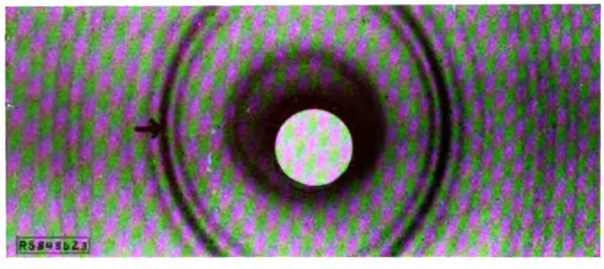


Abb. 3. Debye-Scherrer-Bild von $MgZn_2$.

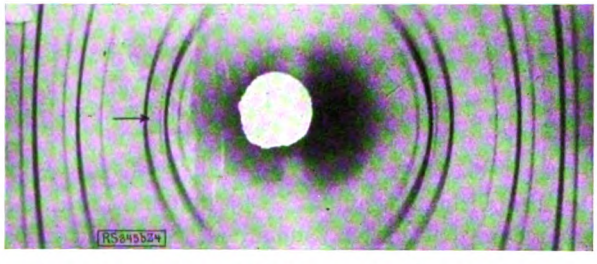


Abb. 4. Debye-Scherrer-Bild eines geglühten Constructaldrahtes.

Schließlich sei noch bemerkt, daß ein Intensitätsabfall der Reflexion höherer Ordnung während der Vergütung nicht beobachtet werden konnte.

Es wurde nun versucht, die durch die Veränderung der Gitterkonstanten sich anzeigenden Ausscheidungen auch unmittelbar nachzuweisen. Für die Beobachtung einer $MgZn_2$-Ausscheidung ist es vor allem notwendig, das Debye-Scherrer-Diagramm dieser Verbindung zu kennen. Es ist in Abb. 3 wiedergegeben. Bei größerer Feinkörnigkeit der Probe und weniger starker Belichtung der Aufnahme zeigt sich, daß die starke (in der Abbildung bezeichnete) Linie in Wirklichkeit aus zwei Linien besteht. Die innere von ihnen fällt mit der (002) β-Linie des Aluminiums zusammen und ist daher nicht nachweisbar, die äußere ist dagegen zum Nachweis des $MgZn_2$ geeignet. Eine Prüfung der Constructal-Aufnahmen auf das Vorhandensein dieser Linie ergibt, daß bei den warmvergüteten Drähten schon nach $^1/_2$stündiger Alterung die Linie zwar schwach, aber deutlich sichtbar ist. Abb. 4 zeigt die Ausscheidung im Diagramm eines geglühten Drahtes.

Bei den kaltvergüteten Drähten war dagegen bei keiner Aufnahme eine neue Linie zu erkennen, auch nicht nach Alterungszeiten von zwei und drei Wochen.

Dieser Befund ist nun ganz übereinstimmend dem früher bei Duralumin gemachten[1]. Auch damals konnte nach Alterung bei erhöhter Temperatur die Ausscheidung nachgewiesen werden, bei der Kaltvergütung dagegen nicht. Im vorliegenden Fall muß man aber aus der Änderung der Gitterkonstanten schließen, daß auch bei der Kaltvergütung Ausscheidung erfolgt.

Zusammenfassung.

1. Die Gitterkonstante von technischem Constructaldraht nimmt bei der Kaltvergütung während des ersten Tages, bei der Vergütung bei 80° während $^1/_2$ Stunde um etwa 0,0015 Å ab.

2. Aus dem Debye-Scherrer-Diagramm geglühten Drahtes ergibt sich das Vorhandensein der Verbindung $MgZn_2$.

3. Bereits nach $^1/_2$stündiger Alterung bei 80° ist die stärkste Linie des $MgZn_2$ im Röntgenbild nachzuweisen.

4. Nach Alterung bei Zimmertemperatur war der unmittelbare Nachweis einer $MgZn_2$-Ausscheidung in keinem Falle möglich.

[1] Daß etwa die Verbindung Mg_2Si die beobachteten Effekte hervorruft, ist nicht anzunehmen, da, wie früher gezeigt werden konnte (E. Schmid und G. Wassermann: a. a. O.), Mg_2Si außerordentlich langsam wirkt. Außerdem ist der Siliziumgehalt der untersuchten Legierung sehr gering (0,2%).

[1] E. Schmid und G. Wassermann: a. a. O.

Röntgenographische Bestimmung der Löslichkeit von Kupfer in Silber.

Von **N. Ageew** und **G. Sachs.**

Die in vielen Legierungsreihen neuerdings aufgefundenen Veredelungserscheinungen machen eine genaue Kenntnis der Mischkristallgrenzen notwendig. Durch die Entwicklung von Präzisionsverfahren ist auch die Möglichkeit gegeben, Röntgenverfahren hierzu heranzuziehen. Und zwar kann die röntgenographische Bestimmung der Löslichkeitsgrenzen besonders bei kubisch kristallisierenden Legierungen mit anderen Verfahren in Wettbewerb treten. Voraussetzung ist, daß die Gitterkonstante durch die Mischkristallbildung insgesamt um mehr als etwa 0,1% verändert wird, was in der Regel der Fall ist.

Die Durchführung einer solchen Aufgabe wird im wesentlichen stets nach den gleichen Richtlinien zu geschehen haben. Für das System Kupfer—Silber wurde nun im Zusammenhang mit Veredelungsversuchen die Löslichkeitsgrenze, zunächst von Kupfer in Silber, auf röntgenographischem Wege bestimmt. Das Ergebnis zeigt, daß in manchen Fällen die Röntgenuntersuchung anderen Verfahren überlegen ist.

1. Die Bestimmung der Gitterkonstanten erfolgte mittels des kürzlich beschriebenen Präzisionsverfahrens[1].

[1] G. Sachs und J. Weerts: Z. Phys. Bd. 60, S. 481 bis 490. 1930.

Digitized by Google

Hierzu wurden die Legierungen in Form von 5 mm dicken Drähten verwendet[1]. Das Verfahren verlangt besonders eine einwandfreie saubere Oberfläche, deren Zustand in jeder Beziehung dem Inneren des Präparates entspricht.

Bei der Wärmebehandlung silberreicher Legierungen stellten sich jedoch verschiedene Schwierigkeiten ein. Die ersten Röntgenaufnahmen ergaben nur geringe und unregelmäßige Gitteränderungen bei steigendem Kupfergehalt, obwohl nach dem großen Unterschied in den Gitterkonstanten von Silber und Kupfer ein starker Effekt zu erwarten war. Als Ursache hierfür wurde das Herausbrennen von Kupfer vermutet. Ferner blähten sich die Legierungen nach mehrmaligem Abschrecken stark auf, wobei ein Kranz von Blasen unter der Oberfläche entstanden war. Hieran war jedenfalls eine Gasaufnahme bei hohen Temperaturen schuld. Wir wurden hierauf zuerst durch eine Dichteabnahme aufmerksam. Beide Schwierigkeiten wurden durch Ausführung der Glühungen im Vakuum und Hochvakuum überwunden. Bei hohen Temperaturen wurden die Proben in Kohlepulver eingepackt, in einem an der Hochvakuumanlage angeschlossenen Quarzrohr geglüht und nach schnellem Öffnen eines Gummistopfens in Wasser abgeschreckt. Bei niedrigeren Temperaturen wurden sie in ein evakuiertes Glasrohr eingeschmolzen. Bei Temperaturen bis 300° wurden die Glühungen im Ölbade bzw. Salzbade vorgenommen, da dann keine Störungen mehr feststellbar waren.

Ähnliche Schwierigkeiten haben offenbar die Untersuchungen von Weinbaum[2] beeinträchtigt, der infolgedessen bei geringen Kupfergehalten zu geringe Veränderungen der Gitterkonstanten findet.

Die Gitterkonstanten konnten in den vorliegenden Versuchen nicht mit der gleich hohen Genauigkeit wie früher bestimmt werden. Die Proben fielen verschiedentlich sehr grobkörnig aus, und die dadurch hervorgerufene Streifung der Interferenzen erschwert eine genaue Ausmessung ihres Abstandes. Ferner war das Gitter infolge der hier notwendigen Behandlung nicht immer ganz einwandfrei; die Interferenzen zeigten daher eine gewisse Verwischung des K_α-Dubletts, welche ebenfalls die Genauigkeit der Ausmessung beeinträchtigte. Die mitgeteilten Gitterkonstanten sind infolgedessen vielleicht auf etwa $\pm 0{,}001$ Å $= \pm 0{,}025\%$ genau.

Die Zusammensetzung der untersuchten Proben, ihre Wärmebehandlung und das Ergebnis der Röntgenuntersuchung geht aus Abb. 1 hervor.

2. Benötigt wird zunächst der Verlauf der Gitterkonstanten mit der Konzentration. Hierzu werden eine Anzahl von Legierungen von einer möglichst hohen Temperatur abgeschreckt.

Nach unseren Versuchen müssen dabei die Legierungen längere Zeit auf der hohen Temperatur verbleiben, um den erwünschten Gleichgewichtszustand anzunehmen. Einstündiges Glühen bei 770° führte z. B. mehrfach, besonders bei Legierungen mit 8 bis 10 Atom-% Cu, zu wesentlich größeren Gitterkonstanten als längeres Glühen. Die fehlerhafte Behandlung geht aus dem unregelmäßigen Verlauf der Gitterkonstanten hervor. In anderen Fällen ergaben sich allerdings schon nach kurzem Glühen Gitterkonstanten, die mit denen nach längerem Glühen übereinstimmten. Jedenfalls hängt die Geschwindigkeit der Gleichgewichtseinstellung stark von der Vorbehandlung des Materials und auch der Konzentration der Legierung ab.

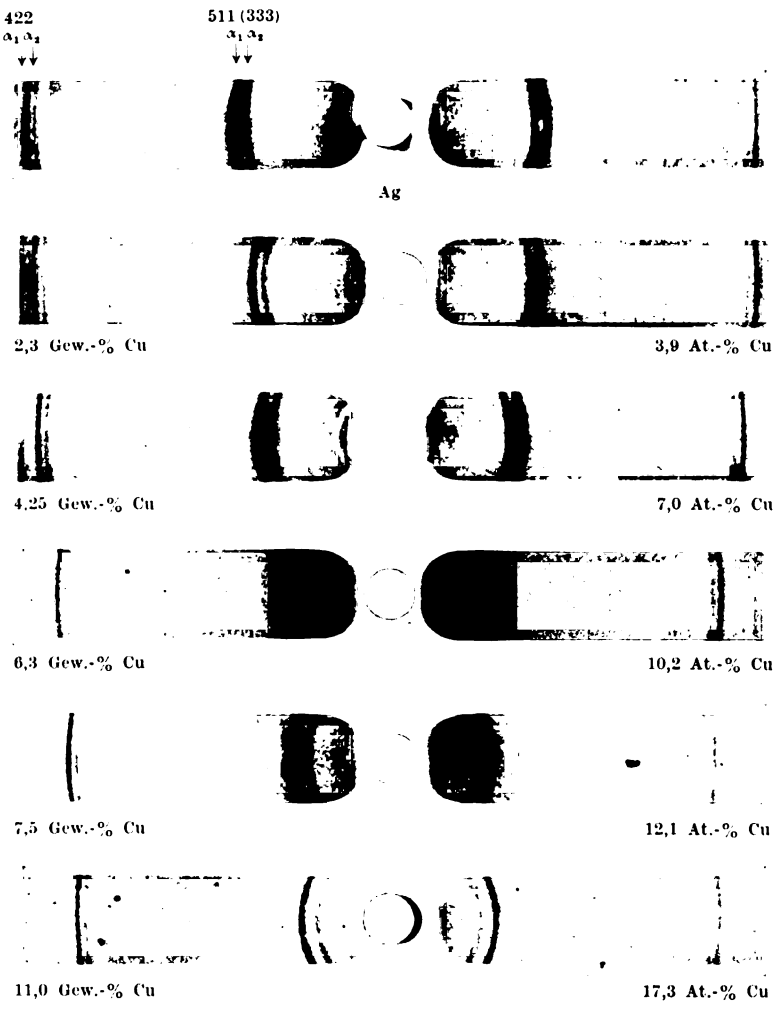


Abb. 1. Präzisionsaufnahmen von Cu—Ag-Legierungen, von 770° abgeschreckt.

Abb. 1 zeigt Röntgenaufnahmen einiger von 770° abgeschreckten Legierungen. Das Ergebnis der Ausmessung dieser und einiger anderen aus Tafel 1 ersichtlichen, als zuverlässig angesehenen Versuche in Abb. 2 gibt zunächst den Verlauf der Gitterkonstanten mit der Konzentration bis zur Grenze der Mischkristallbildung bei 770% wieder. Dieser Verlauf ist bei den Silber—Kupferlegierungen sinn-

[1] Herrn Dr. L. Nowack von der Deutschen Gold- und Silberscheideanstalt Pforzheim sind wir für die Herstellung des Versuchsmaterials zu Danke verpflichtet.

[2] O. Weinbaum: Z. Metallkunde Bd. 21, S. 397 bis 405. 1929.

Digitized by Google

gemäß fast der gleiche wie bei Gold—Kupferlegierungen[1].

Die Grenze selber bei dieser Temperatur ergibt sich aus der Hinzuziehung einer Probe mit rund 17 Atom-% Cu, deren Zusammensetzung schon im heterogenen Gebiet liegt. Da das Röntgenbild, wie es hier aufgenommen ist, nur die Konzentration des Mischkristalls in der Legierung angibt, läßt sich diese Grenzkonzentration der Abb. 2, wie angedeutet, ohne weiteres abgreifen.

3. Für die Festlegung der Mischkristallgrenzen bei anderen Temperaturen genügt nun eine einzige, im

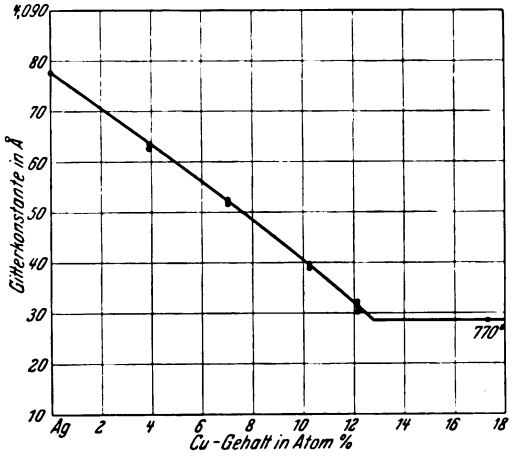


Abb. 2. Gitterkonstanten von silberreichen Cu-Ag-Legierungen, von 770° abgeschreckt.

heterogenen Gebiet liegende Legierung. Man könnte dann daran denken, die Legierung auf eine bestimmte Temperatur zu bringen, auf dieser bis zur Einstellung des Gleichgewichtszustandes zu halten und dann abzuschrecken. Die Gitterkonstante gibt dann wie oben die jeweilige Grenzkonzentration des in der Legierung vorliegenden Mischkristalls.

Dieses Verfahren erwies sich überraschenderweise als nur beschränkt anwendbar. Die zunächst zur Orientierung hergestellten Aufnahmen langsam erkalteter Legierungen, die zuletzt bei 400° 48 St. gehalten waren,

Abb. 3. Präzisionsaufnahme einer Cu-Ag-Legierung mit 10,2 At.-% Cu, langsam abgekühlt. (Verwischung der Interferenzen infolge Inhomogenität.)

zeigen entsprechend Abb. 3 einseitig verbreiterte Röntgeninterferenzen. Dies ist ein Zeichen dafür, daß in diesen Legierungen kein Gleichgewichtszustand erreicht ist, sondern daß sie inhomogen sind. Und zwar ergab es sich dann bei der genauen Bestimmung der Löslichkeitsgrenze, daß der mittleren Gitterkonstante nach (Tafel 1) der Zustand dieser Legierungen etwa dem Gleichgewichtszustand bei 500° entspricht[2].

[1] A. E. van Arkel und J. Basart: Z. Kristallogr. Bd. 68, S. 475 bis 476. 1928.

[2] Vgl. G. Tammann und W. Oelsen: Z. anorg. Chem. Bd. 186, S. 257 bis 288. 1930.

Andererseits erwies sich eine Legierung mit 10 Atom-% Cu, die von 770 auf 300° gebracht und bei dieser Temperatur 29 St. gehalten wurde, nach der Schärfe der Interferenzen und gemäß Tafel 1 nach der Gitterkonstante als durchaus im Gleichgewichtszustand befindlich. Langsame Temperaturänderungen sind danach für die Gleichgewichtseinstellung bei einer verhältnismäßig niedrigen Temperatur ungünstig. Bei schneller Abkühlung auf die Temperatur des erwünschten Gleichgewichts kommt man dagegen bei Temperaturen bis 300° herunter verhältnismäßig schnell zum Ziel.

Der Gleichgewichtszustand wird noch wesentlich schneller erreicht, wenn die Legierungen von hohen Temperaturen abgeschreckt und dann auf die betreffende Temperatur entsprechende Zeit angelassen werden. Danach muß natürlich, um den Zustand festzuhalten, wieder abgeschreckt werden. Die Gleichgewichtseinstellung ist dadurch gewährleistet, daß die Röntgenaufnahmen nur dann mit ausreichender Genauigkeit ausgemessen werden können. Die hierzu erforderliche K_α-Aufspaltung in den Aufnahmen derart behandelter Legierungen (Abb. 4) stellt sich nämlich meist erst später als das Gleichgewicht ein. Durch die Ausscheidung wird das K_α-Dublett zunächst ganz verwaschen und erst nach längerem weiteren Anlassen wird es wieder scharf, ähnlich wie es auch schon bei Aluminiumlegierungen beobachtet worden ist[1]. Bei den silberreichen Kupfer—Silberlegierungen kann die Gleichgewichtseinstellung sogar als völlig gesichert angesehen werden durch die eigentümliche Tatsache, daß mit der Ausscheidung sofort neue Röntgeninterferenzen auftreten, welche ihre Lage, soweit es beurteilt werden kann, nicht mehr ändern. Neben der übersättigten Phase ist also dann nur noch die Gleichgewichtskonzentration existenzfähig. Auf diese Erscheinung wird noch im Zusammenhang mit den Veredelungserscheinungen näher eingegangen werden.

Die Ausmessung einer Anzahl von Legierungen, die von hohen Temperaturen abgeschreckt und auf niedrige Temperaturen ausreichend lange angelassen wurden, ergibt also gemäß Tabelle 1 die Gitterkonstanten der betreffenden Grenzkonzentrationen. Die Feststellung der dazugehörigen Zusammensetzung erfolgt dann nach Abb. 5 mit Hilfe der aus Abb. 2 entnommenen Kurve der Gitterkonstanten übersättigter Mischkristalle. In Tab. 2 sind diese Werte noch einmal zusammengestellt.

Hierbei konnte die Gleichgewichtskonzentration bis 200° herab auf etwa 0,2 Atom-% Cu genau festgelegt werden. Bei 150° waren die Interferenzen in den Röntgenaufnahmen nach 40tägigem Anlassen noch so verwaschen, daß sie nicht ausgemessen werden konnten.

4. Abb. 6 bringt als Ergebnis dieser Ausmessungen die Grenzkurve der Löslichkeit von Kupfer in Silber. Das röntgenographische Verfahren ergibt danach gegenüber den bisher vorliegenden Bestim-

[1] Frhr. v. Göler und G. Sachs: Metallwirtsch. Bd. 8, S. 671 bis 680. 1929.

Digitized by Google

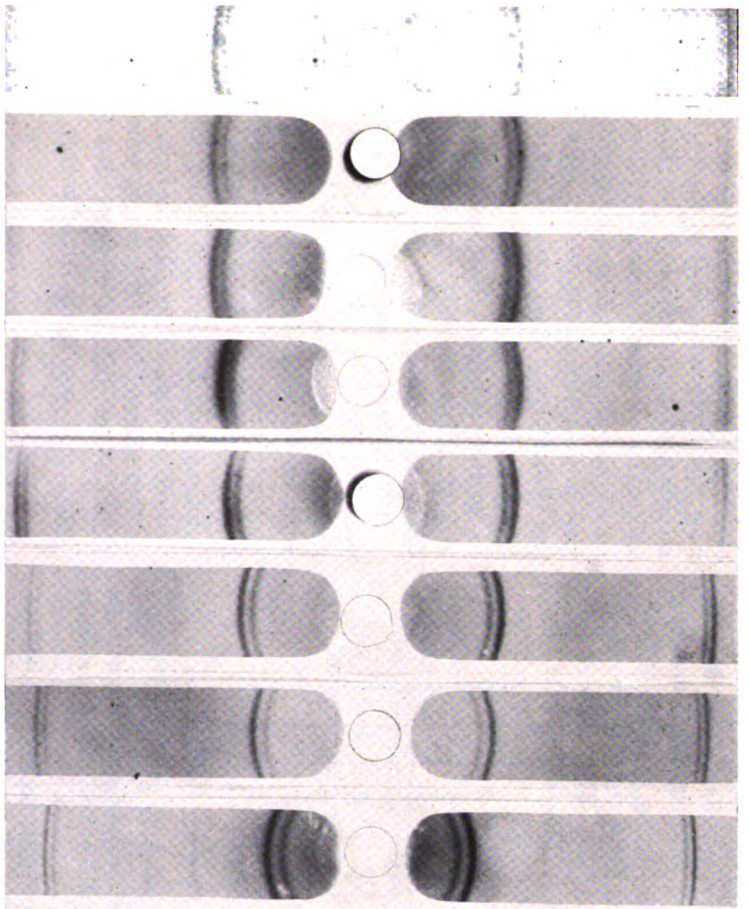


Abb. 4. Präzisionsaufnahmen von Cu-Ag-Legierungen, nach dem Abschrecken von 780 bis 800° und längerem Anlassen auf verschiedene Temperaturen.

a) 10,2 At.-% Cu. 800° abgeschreckt. **200°**, 160 St. angelassen.
b) 10,2 „ 800° „ **250°**, 110 „ „
c) 10,2 „ 800° „ **300°**, 3 „ „
d) 10,2 „ 800° „ **400°**, 5 „ „
e) 10,2 „ 800° „ **500°**, 5 „ „
f) 17,3 „ 770° „ **600°**, 5 „ „
g) 12,1 „ 780° „ **700°**, 5 „ „
h) 17,3 „ 770° „ **750°**, 5 „ „

Tabelle 1. Gitterkonstanten von verschieden behandelten Kupfer—Silberlegierungen.

Zusammensetzung		Behandlung		Gitterkonstante		Bemerkungen
At.-% Cu	Gew.-% Cu	Abgeschreckt von	Geglüht bei	Einzelwerte Å	Mittelwert Å	
0	0	0	—	—	$4{,}077_7$	
3,9	2,3	780° 2 St.	—	$4{,}063_4$	$4{,}063_3$	
		770° 6 „	—	$4{,}063_2$		
7,0	4,25	780° 2 „	—	$4{,}052_5$	$4{,}052_3$	
		770° 6 „	—	$4{,}052_1$		
10,2	6,3	800° 42 „	—	$4{,}039_2$	$4{,}039_4$	
		780° 2 „	—	$4{,}039_9$		
		770° 6 „	—	$4{,}039_0$		
12,1	7,5	780° 140 „	—	$4{,}030_4$	$4{,}031_4$	
		780° 2 „	—	$4{,}032_1$		
		770° 6 „	—	$4{,}031_8$		
17,3	11,0	770° 6 „	—	—	$4{,}028_8$	
7,0	4,25	—	600° 48 St.	—	$4{,}068_1$	Verbreiterte Interferenzen
			500° 24 „			
10,2	6,3	—	400° 48 „	—	$4{,}067_7$	
			langsam im			
12,1	7,5	—	Ofen erkaltet	—	$4{,}067_3$	
10,2	6,3	—	800° 1 St.	—	$4{,}074_5$	
			300° 29 „			
10,2	6,3	780° 1 St.	**150°** 1000 St.	—	—	Ganz verwaschene Interferenzen
10,2	6,3	800° 2 „	**200°** 160 „	—	$4{,}075_7$	
10,2	6,3	800° 42 „	**250°** 10 „	$4{,}075_4$	$4{,}075_1$	
10,2	6,3	800° 42 „	**250°** 110 „	$4{,}075_0$		
12,1	7,5	780° 2 „	**250°** 5 „	$4{,}075_0$		
10,2	6,3	800° 1 „	**300°** 3 „	—	$4{,}074_1$	
10,2	6,3	800° 1 „	**400°** 5 „	—	$4{,}073_7$	
10,2	6,3	800° 1 „	**500°** 5 „	—	$4{,}067_5$	
10,2	6,3	800° 1 „	**600°** 5 „	$4{,}058_7$	$4{,}058_4$	
17,3	11,0	770° 1 „	**600°** 5 „	$4{,}058_1$		
12,1	7,5	780° 1 „	**700°** 5 „	—	$4{,}045_4$	
17,3	11,0	770° 1 „	**750°** 5 „	—	$4{,}032_5$	

Digitized by Google

mungen[1] eine wesentliche Verschiebung der Grenzen fast über den ganzen Temperaturbereich nach niedrigeren Konzentrationen hin.

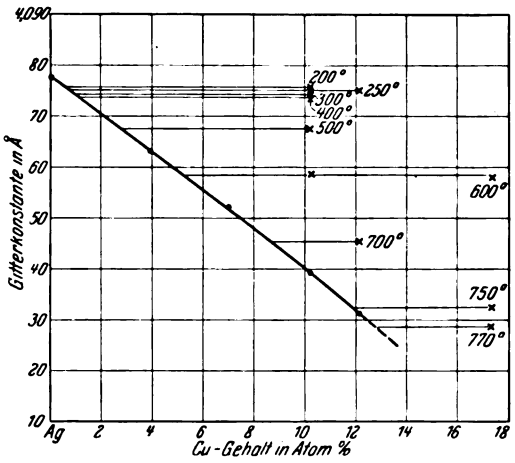


Abb. 5. Gitterkonstanten bei verschiedenen Temperaturen angelassener Cu-Ag-Legierungen.

Tabelle 2. Löslichkeit von Kupfer in Silber bei verschiedenen Temperaturen.

Temperatur °C	Gitterkonstante Å	Kupfergehalt At.-%	Bemerkungen
(0)	—	(0,2)	Extrapoliert
(100)	—	(0,3)	
200	$4{,}075_7$	0,5	
250	$4{,}075_1$	0,7	
300	$4{,}074_1$	1,0	
400	$4{,}073_7$	1,2	
500	$4{,}067_5$	2,8	
600	$4{,}058_4$	5,2	
700	$4{,}045_4$	8,6	
750	$4{,}032_5$	11,8	
770	$4{,}028_8$	12,7	
(779)	—	(14,0)	Extrapoliert

Die Löslichkeit verringert sich bei 300° von etwa 3 Atom-% (2 Gew.-%) auf 1,0 Atom-% (0,7 Gew.-%), bei 600° von 8 Atom-% (5 Gew.-%) auf 4,8 Atom-% (2,8 Gew.-%). Erst bei der eutektischen Temperatur

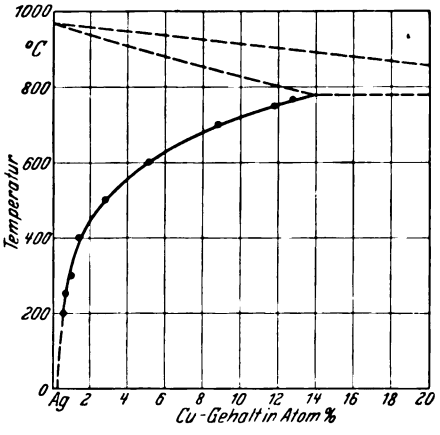


Abb. 6. Löslichkeit von Kupfer in Silber.

ist dann mit etwa 14,0 Atom-% (9 Gew.-%) Übereinstimmung vorhanden. Die Extrapolation nach niedrigen Temperaturen ergibt eine Löslichkeit von 0,3 Atom-% Cu (0,2 Gew.-%) bei 100° und 0,2 Atom-% Cu (0,1 Gew.-%) bei 0°.

Hierbei ist von der Tatsache Gebrauch gemacht, daß im vorliegenden Falle die Logarithmen der festgestellten Grenzkonzentrationen mit den Temperaturen praktisch in einer linearen Beziehung stehen. Dagegen weicht der Zusammenhang mit dem reziproken Wert der Temperatur erheblich von einem geradlinigen ab, was nach Tammann und Oelsen[1] auf eine Beeinflussung durch die veränderliche Konzentration des sich ausscheidenden Kupfermischkristalls zurückzuführen ist.

5. Es bedarf noch einer Erörterung, wieweit das Ergebnis der Röntgenuntersuchung wirklich als zuverlässiger ausgesprochen werden kann als das durch andere Verfahren gewonnene Ergebnis.

Daß das Röntgenverfahren in streng vergleichbaren Fällen durchaus zum gleichen Ergebnis führt wie andere Verfahren, zeigen zunächst die oben erwähnten Versuche an den langsam erkalteten Legierungen (Tafel 1 und Abb. 3). Nach Abb. 5 entspricht der Zustand dieser Legierungen dem Gleichgewicht bei etwa 500°, gemäß einem Kupfergehalt von 2,5 bis 3 Atom-%. Auf den gleichen Kupfergehalt führen auch Messungen des elektrischen Widerstandes langsam erkalteter Legierungen. Ihr Widerstandswert ist nach Abb. 7 ungefähr der einer Legierung mit 2,5 Atom-% Cu im homogenen Zustand.

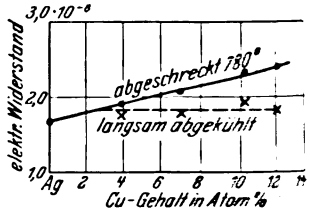


Abb. 7. Elektrischer Widerstand von silberreichen Cu-Ag-Legierungen.

In den Fällen einer fehlenden Übereinstimmung verdient nach den Ergebnissen der vorliegenden Arbeit unseres Erachtens der Röntgenbefund den Vorzug. Das Röntgenbild allein erfaßt wirklich den jeweils vorhandenen Zustand und gibt außerdem einen gewissen Anhalt dafür, ob wirklich das Gleichgewicht erreicht ist oder nicht. Ferner gestattet es, bei niedrigen Temperaturen mit einer erheblichen Übersättigung zu arbeiten, während nach allen anderen Verfahren möglichst dicht an die Grenzkonzentration herangegangen werden muß. Und da die Ausscheidungsgeschwindigkeit mit dem Grade der Übersättigung stark ansteigt, ist die Einstellung des Gleichgewichtszustandes bei großer Übersättigung bis zu wesentlich tieferen Temperaturen erreichbar als bei kleinen. Diese Betrachtung erklärt die Überlegenheit des Röntgenverfahrens im vorliegenden Falle.

Die Anwendungsmöglichkeit auf andere Fälle muß noch im einzelnen geklärt werden. Die Untersuchung der Kupferseite im System Kupfer—Silber ergab z. B. zunächst die Schwierigkeit, daß kupferreiche Legierungen mit der zur Verfügung stehenden Röntgenstrahlung nicht die zur Erzielung hoher Genauigkeit notwendigen Interferenzen mit Glanzwinkeln zwischen 80 und 90° liefern. Eine ähnlich hohe Genauigkeit wie bei den silberreichen Legierungen wurde jedoch in einfacher Weise dadurch erreicht, daß in Stäbchen der Legierungen von 5 mm Durchmesser ein Silberbolzen

[1] Vg. M. Hansen: Z. Metallkunde Bd. 21, S. 181 bis 184. 1929; Z. anorg. Chem. Bd. 186, S. 41 bis 48. 1930.

[1] G. Tammann und W. Oelsen, a. a. O.

Digitized by Google

von rund 3,5 mm Durchmesser quer eingesetzt und das Stäbchen wieder genau zylindrisch abgedreht wurde. Mit Hilfe der äußersten Silberlinie läßt sich dann an Hand der gut bekannten Gitterkonstante des Silbers die Gitterkonstante der Legierung berechnen. Damit ist es möglich, das verwendete Präzisionsverfahren auf Legierungen nichtregulären Gitterbaues auszudehnen. Das Ergebnis der Untersuchung über die Löslichkeit von Silber in Kupfer wird im Zusammenhang mit Veredelungsversuchen später gebracht werden.

Herrn Dr. J. Weerts danken wir für die Unterstützung bei der Herstellung und Auswertung der Röntgenaufnahmen. Der Notgemeinschaft der Deutschen Wissenschaft verdanken wir die Mittel zur Durchführung dieser Versuche.

Die Härte silberreicher Kupfer-Silberlegierungen.

Bestimmung der Löslichkeit von Kupfer in Silber mit Hilfe von Härtemessungen.

Von **M. Hansen**[1].

Kurnakow, Puschin und Senkowski[2] haben die Bestimmung der Brinellhärte mit Erfolg zur Ermittlung der Mischkristallgebiete im System Kupfer-Silber angewendet. Ihr Ergebnis, soweit es für die silberreichen Legierungen von Bedeutung ist, zeigt Abb. 1. Die Härtekurve erfährt eine deutliche Richtungsänderung bei etwa 6% Cu[3]. Im heterogenen Gebiet ist die Härte nur sehr wenig von der Zusammensetzung abhängig; sie ändert sich zwischen den Konzentrationen der gesättigten silber- und kupferreichen Mischkristalle innerhalb der Fehlergrenzen linear.

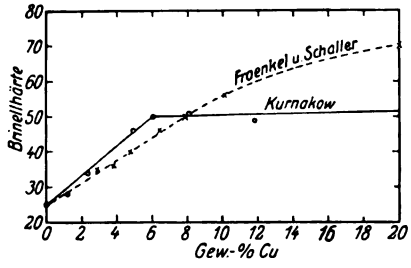


Abb. 1. Härte von Kupfer-Silberlegierungen nach Kurnakow, Puschin und Senkowski (30 Std. bei 650 bis 700° geglüht) und Fraenkel und Schaller[4]. (1 Std. bei 725° geglüht und abgeschreckt)

Es erschien interessant zu erfahren, ob der Knick in der Härtekurve nach dem Abschrecken bei verschiedenen Temperaturen (d. h. bei eindeutig definierter Wärmebehandlung) wenigstens annähernd der Sättigungskonzentration des Mischkristalles bei der betreffenden Abschrecktemperatur entspricht, inwieweit also Härtemessungen zur Bestimmung von Löslichkeitskurven herangezogen werden können, und in welchem Grade eine auf diesem Wege gewonnene Kurve mit der durch mikrographische Analyse gefundenen Löslichkeitskurve (Abb. 2), über deren Bestimmung an anderer Stelle[5] berichtet wurde, übereinstimmt.

Die Legierungen, die in dankenswerter Weise von der Deutschen Gold- und Silberscheideanstalt, vorm. Roessler, Zweigniederlassung Pforzheim, zur Verfügung gestellt waren, wurden unter Verwendung von reinstem Silber und Elektrolytkupfer in Graphittiegeln unter einer Holzkohledecke erschmolzen und zu Vierkantstäben mit abgestumpften Ecken und einer quadratischen Schnittfläche von 17 mm Kantenlänge vergossen. Die Stäbe wurden zu 10 mm-Vierkantdrähten gewalzt und darauf geglüht (Anlieferungszustand). Für die Härteprüfungen kamen Abschnitte von 10 mm Länge zur Verwendung.

Das Glühen wurde in elektrischen Röhrenöfen unter Durchleitung eines kräftigen Kohlensäurestromes ausgeführt. Eine Oberflächenoxydation ließ sich dabei nicht verhindern, doch erfolgte die Härteprüfung auf einer Fläche, die mindestens 2 mm unterhalb der Oberfläche lag. Bei den langen Glühungen wurde eine Temperaturkonstanz von wenigstens $\pm 5°$ durch Anwendung eines Temperaturreglers gewährleistet. Das Abschrecken geschah durch möglichst schnelles Herausziehen der Proben aus dem Ofen und Eintauchen in Wasser.

Im Hinblick auf einen besseren Vergleich der Ergebnisse lag es nahe, die Härtemessungen an denselben Proben, mit deren Hilfe die in Abb. 2 wiedergegebene Löslichkeitskurve gefunden wurde[1], auszuführen. Diese Legierungen waren durch 20stündiges Glühen bei 750° homogenisiert und darauf auf 700° bzw. 650, 600, 500 und 400° abgekühlt und abgeschreckt. Außerdem wurde zur Kontrolle die Härte von Legierungen gemessen, die durch direktes Glühen bei 700, 600, 500 und 400° in den Gleichgewichtszustand gebracht waren (Wärmebehandlung vgl. Tabelle 1).

Die Brinellhärte wurde mit einer 5 mm-Kugel bei einem Druck von 62,5 kg und einer Belastungsdauer von 30 Sekunden gemessen[2]. Die in Tabelle 1 zusammengestellten Härtezahlen sind das Mittel aus zwei Bestimmungen[3].

---

[1] Original: Z. anorg. allg. Chem. Bd. 186, S. 41 bis 48. 1930.

[2] N. Kurnakow, N. Puschin und N. Senkowski: Z. anorg. Chem. Bd. 68, S. 123 bis 140. 1910.

[3] Diesem Wert kommt allerdings eine quantitative Bedeutung nicht zu, da die Legierungen nach 30stündigem Glühen bei 650 bis 700° offenbar verhältnismäßig langsam abgekühlt wurden, so daß — nach unserer heutigen Kenntnis — eine nachträgliche, je nach der Abkühlungsgeschwindigkeit mehr oder weniger starke Entmischung eintreten konnte.

[4] W. Fraenkel und P. Schaller: Z. Metallkunde Bd. 21, S. 237 bis 243. 1928.

[5] M. Hansen: Z. Metallkunde Bd. 21, S. 181 bis 184. 1929.

[1] M. Hansen: a. a. O.

[2] Dem Institut ist von der Firma Losenhausenwerk, Düsseldorf, freundlicherweise eine 3000-kg-Kugeldruckprüfmaschine mit einem $^1/_{10}$-Laufgewicht zur Verfügung gestellt. Die Messungen wurden von Frl. I. Gabrich, Metallographin, und Herrn E. Czediwoda (Ingenieur-Nothilfe) ausgeführt.

[3] Nur in wenigen Fällen war der Unterschied der beiden Härtewerte größer als 0,5 kg/mm².

Digitized by Google

Tabelle 1. Brinellhärte von Kupfer-Silberlegierungen.

Wärmebehandlung	Brinellhärte H 5/62,5/30 der Legierung mit											
	0,68% Cu	1,32% Cu	1,94% Cu	2,55% Cu	3,63% Cu	4,57% Cu	5,51% Cu	6,16% Cu	7,38% Cu	8,48% Cu	9,55% Cu	10,22 Cu
Anlieferungszustand	32,4	35,1	36,1	38,9	41,8	48,0	51,6	55,8	66,2	68,4	69,1	72,4
25 St. bei 750 ± 2° geglüht und abgeschreckt	—	—	—	31,9	34,2	38,9	—	44,2	46,8	52,0	54,1	54,7
20 St. bei 750 ± 5° geglüht, auf 700° abgekühlt, 2 St. konstant gehalten und abgeschreckt	—	—	—	33,8	35,6	39,4	41,7	43,0	44,9	45,2	47,1	45,8
20 St. bei 750 ± 5° geglüht, auf 650° abgekühlt, 1 St. konstant gehalten und abgeschreckt	—	—	—	31,9	35,8	38,9	42,8	44,2	44,2	42,3	47,0	43,1
20 St. bei 750 ± 5° geglüht, auf 600° abgekühlt, 2 St. konstant gehalten und abgeschreckt	—	—	—	32,0	35,6	41,9	41,9	44,7[1]	47,9	43,5	42,6	43,3
20 St. bei 750 ± 5° geglüht, auf 500° abgekühlt, 27 St. konstant gehalten und abgeschreckt	—	—	—	32,4	39,5	41,9	44,3	43,6	41,9	44,9	45,4	44,9
2 St. bei 750° geglüht, innerhalb 1 Tag auf 400° abgekühlt, 1 Tag konstant gehalten und abgeschreckt	26,0	27,3	28,8	38,3	46,5	50,6	—	—	—	—	—	—
Nach dem Abschrecken bei 700° bzw. 750° 28 St. bei 400° angelassen . .	27,1	27,6	29,6	—	49,4	55,3	60,1	—	—	—	—	—
5 St. bei 700° geglüht und abgeschreckt	28,0	28,9	30,8	32,4	36,1[1]	38,0	40,1[1]	45,1	47,4	48,5	48,8	52,6
24 St. bei 600° geglüht und abgeschreckt	27,9	28,8	30,6	33,0	36,0	40,8	43,3	45,4	47,3	49,3	50,9	53,9
48 St. bei 500° geglüht und abgeschreckt	28,8	30,1	32,9	38,0	41,4	44,0	46,9	49,4	51,8	54,4	55,0	57,8
72 St. bei 400° geglüht und abgeschreckt	31,9	34,7	38,6	45,2	50,7	54,7	55,6	58,7	61,4	66,8	65,4	67,7

[1] Nur ein Härtewert.

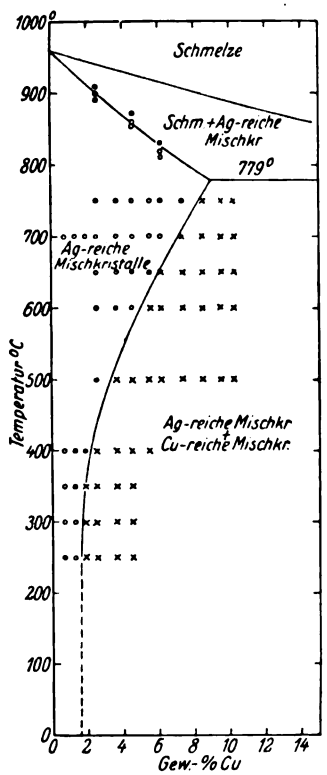


Abb. 2. Zustandsschaubild der silberreichen Kupfer-Silberlegierungen nach eigenen Untersuchungen.

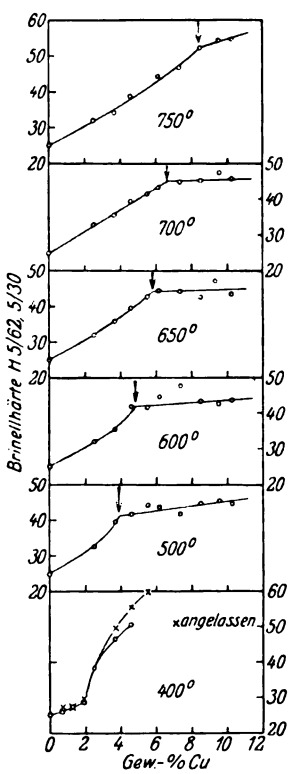


Abb. 3. Härte von Kupfer-Silberlegierungen nach 20 stündigem Glühen bei 750 ± 5° und nachfolgendem Abkühlen auf die angegebene Abschrecktemperatur. (Wärmebehandlung vgl. Tabelle 1.)

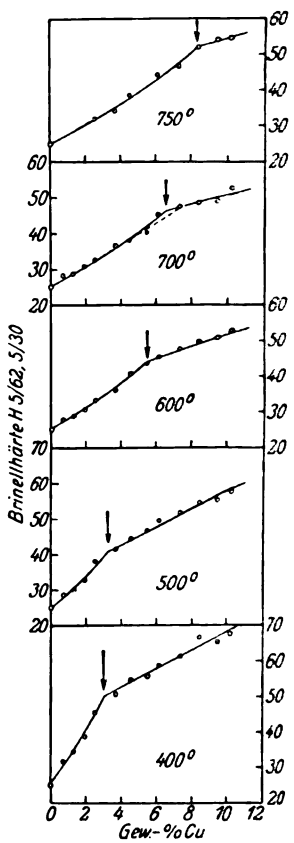


Abb. 4. Härte von Kupfer-Silberlegierungen nach dem Glühen und Abschrecken bei den angegebenen Temperaturen. (Wärmebehandlung vgl. Tabelle 1.)

Aus Abb. 3 geht hervor, daß die Härtekonzentrationskurven der von 750° auf die betreffende Abschrecktemperatur abgekühlten Legierungen eine sehr starke Richtungsänderung aufweisen. Die den Knickpunkten entsprechende Zusammensetzung verschiebt sich mit fallender Abschrecktemperatur deutlich zu kupferärmeren Konzentrationen und beträgt bei 700 bzw. 650, 600 und 500° etwa 6,6 bzw. 5,8%, 4,8 und 3,7% Cu. Dem

Digitized by Google

mit geringerer Neigung zur Konzentrationsachse verlaufenden Teil der Härtekurve von 750° liegen Härtebestimmungen von nur 2 Legierungen zugrunde, doch dürfte auch hier der Knickpunkt eindeutig festliegen (etwa 8,4% Cu). Die relativ hohe Härte der von 750 auf 400° erkalteten und besonders der bei 400° (nach vorherigem Abschrecken bei hohen Temperaturen) angelassenen Legierungen mit mehr als 2% Cu deutet auf eine thermische Härtung (Vergütung) dieser Legierungen hin. Die Sättigungskonzentration bei 400° wird nach den beiden Kurven mit etwa 2% Cu anzunehmen sein. Vergleicht man die Konzentrationen der Knickpunkte auf den Härtekurven mit den durch mikroskopische Untersuchung derselben Probestücke bestimmten Sättigungskonzentrationen der silberreichen Mischkristalle, so stellt man eine gute Übereinstimmung fest. Die größte Abweichung beträgt, wie aus Abb. 5 hervorgeht, höchstens 0,5% Cu (bei 700°).

In Abb. 4 sind die Härtekurven der Legierungen wiedergegeben, die längere Zeit bei der Abschrecktemperatur geglüht wurden[1]. Diese Kurven zeigen gegenüber den in Abb. 3 dargestellten eine bedeutend schwächere Richtungsänderung, da der den heterogenen Legierungen entsprechende Kurventeil stärker gegen die Konzentrationsachse geneigt ist. An die Genauigkeit der Härtemessungen werden hier also größere Anforderungen gestellt. Die Knickpunkte sind jedoch auch in diesem Falle sicher zu ermitteln[2], zumal die Härtewerte der heterogenen Legierungen weniger streuen als bei den Kurven der Abb. 3. Die Zusammensetzungen der Knickpunkte sind bei 700, 600, 500 und 400° 6,6 bis 7,4%[2] bzw. 5,5, 3,2 und etwa 3%. Die Übereinstimmung mit den mikroskopisch bestimmten Sättigungskonzentrationen ist mit Ausnahme des für 400° geltenden Wertes wiederum gut (vgl. Abb. 5).

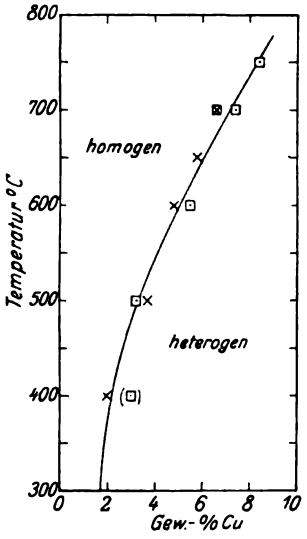


Abb. 5. Die Konzentrationen der Knickpunkte auf den Härte-Konzentrationskurven im Vergleich zu der mikroskopisch bestimmten Löslichkeitskurve.
× Knickpunkte aus Abb. 3;
⊡ Knickpunkte aus Abb. 4.

Vergleicht man die Härtewerte der Abb. 3 und 4, so zeigt sich 1. daß die Härten der bei verschiedenen Temperaturen abgeschreckten homogenen Legierungen — wie zu erwarten — praktisch gleich sind[3]; 2. daß die Härten der bei gleichen Temperaturen abgeschreckten heterogenen Legierungen in Abb. 3 durchweg kleiner sind als in Abb. 4. Die Ursache der Härteunterschiede der heterogenen Legierungen ist in der verschiedenen Gefügeausbildung dieser Legierungen infolge der verschiedenen Wärmebehandlung zu erblicken. Während der kupferreiche Mischkristall in den Legierungen, die nach dem Glühen bei 750° auf eine Temperatur innerhalb des

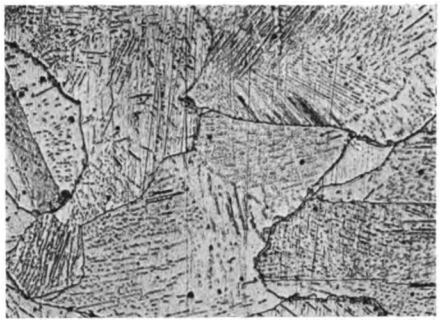


Abb. 6. Ag-Cu-Legierung mit 7,38% Cu. 20 Stdn. bei 750 ± 5° geglüht, auf 700° abgekühlt, 2 Stdn. konstant gehalten und abgeschreckt. $v=200$.

heterogenen Gebietes abgekühlt worden sind, als feinkörnige Ausscheidung (teils in lamellarer Form) innerhalb der silberreichen Mischkristalle vorliegt (Abb. 6), ist er in den Legierungen, die längere Zeit bei der Abschrecktemperatur geglüht wurden, in Form größerer Kristalle

Abb. 7. Ag-Cu-Legierung mit 9,55% Cu. 25 Stdn. bei 750 ± 2° geglüht und abgeschreckt. $v=200$.

an den Grenzen der silberreichen Mischkristallkörner eingelagert (Abb. 7[1]). Ein der Abb. 6 entsprechendes Gefüge einer Legierung zeichnet sich durch eine geringere

[1] Die für die Abschrecktemperatur 750° geltende Härtekurve ist in den Abb. 3 und 4 die gleiche.

[2] Bei der für 700° geltenden Kurve ist die Bestimmung des Knickpunktes, wie angedeutet, mit einiger Unsicherheit behaftet; der Unterschied in der Zusammensetzung beträgt etwa 0,8% Cu.

[3] Ausgenommen sind die Härten der bei 500° (48 St.) und 400° (72 St.) geglühten Legierungen der Abb. 4, die sich wegen nicht ausreichender Glühdauer noch nicht im Gleichgewicht befinden. Wie aus Abb. 8 hervorgeht, wird die Härte der Legierungen im Anlieferungszustand (—○—) durch Glühen bei 600°, 700° und 750° um praktisch gleichviel erniedrigt; diese Legierungen befinden sich also im Gleichgewicht. Die Härten der bei 500° geglühten homogenen Legierungen liegen zwar auch unterhalb der Härtekurve der angelieferten Proben, die Härte des Gleichgewichtszustandes ist jedoch noch nicht ganz erreicht. Die bei 400° geglühten Legierungen erfahren im Bereich von 2 bis 6% Cu sogar eine Härtesteigerung gegenüber dem Anlieferungszustand, ein Beweis für eine Vergütung dieser Legierungen. Dem Knickpunkt der 400°-Kurve kommt daher keine Bedeutung zu. Ebenfalls ohne Bedeutung ist der Knickpunkt auf der Härtekurve der angelieferten Legierungen; die Legierungen zeigten mehr oder weniger starke Inhomogenität, die noch von der Gußstruktur herrührt.

[1] Legierungen, die auch bei 750° innerhalb des heterogenen Gebietes liegen und nach dem Glühen bei dieser Temperatur auf eine tiefere Temperatur abgekühlt wurden, enthalten den kupferreichen Mischkristall sowohl in Form größerer Kristalle an den Korngrenzen wie als feinkörnige Ausscheidung im Innern der Kristalle.

Digitized by Google

Härte aus als ein der Abb. 7 entsprechendes, obgleich sich die Legierung in beiden Fällen im (physikalisch-chemischen) Gleichgewicht befindet. Für die Bestimmung der Knickpunkte der Härtekurven sollte sich die Wärmebehandlung, die zu dem in Abb. 6 wiedergegebenen Gefüge führt, als günstiger erweisen, da sie eine geringere

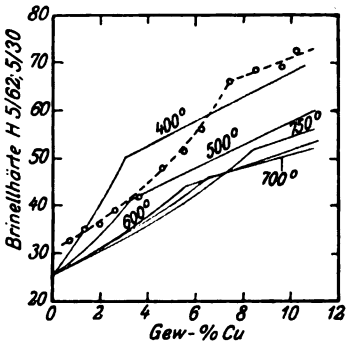


Abb. 8. Die Härte der bei 400 bis 750° geglühten Legierungen gegenüber der Härte des Anlieferungszustandes.

Härte der heterogenen Legierungen und damit eine größere Richtungsänderung der Kurven zur Folge hat. Dieser Vorteil wird jedoch im vorliegenden Falle durch die größere Streuung der Härtewerte in Abb. 3 gegenüber Abb. 4 zunichte gemacht.

Zusammenfassend ist über die vorliegende Untersuchung zu sagen, daß die Härtebestimmung hinreichend lange geglühter und abgeschreckter Legierungen zu einer Löslichkeitskurve führt, die an Genauigkeit etwa einer mit Hilfe von Leitfähigkeitsmessungen abgeschreckter Legierungen bestimmten Löslichkeitskurve gleichkommt. Beide Verfahren entsprechen einander ja vollkommen. Die Sicherheit der auf mikroskopischem Wege gewonnenen Kurve wird jedoch nicht ganz erreicht. Weitere Untersuchungen werden zeigen müssen, ob das Verfahren auch bei anderen Systemen (mit intermediären Kristallarten) herangezogen werden kann. Es darf jedoch nicht vergessen werden, daß die absolute Härte der Kristallart, als die die Zusatzkomponente vorliegt, maßgebend für die Richtungsänderung der Härtekonzentrationskurven und damit für die Sicherheit der Bestimmung des Knickpunktes sein wird. Bei den Silber-Kupferlegierungen liegen die Verhältnisse besonders günstig, da nach den Messungen von Kurnakow und seinen Mitarbeitern die Härte des kupferreichen Mischkristalls nur wenig größer als die des silberreichen Mischkristalls ist.

Arsen im Flußstahl.

Von **O. Bauer**[1].

1. Allgemeines.

Zahlreiche Eisenerze enthalten kleine Mengen von Arsen, fast stets findet es sich auch in den ihres hohen Eisengehaltes wegen gern verhütteten Kiesabbränden.

Beim reduzierenden Schmelzen im Hochofen wird der größte Teil des Arsens vom Eisen aufgenommen, es begleitet dieses durch alle Stadien der Weiterverarbeitung bis zum schmiedbaren Eisen und Stahl.

Man findet daher in den meisten technischen Eisen- und Flußstahlsorten mehr oder weniger hohe Arsengehalte.

Im Staatlichen Materialprüfungsamt zu Berlin-Dahlem ausgeführte Analysen englischer, amerikanischer und deutscher Flußstahlbleche ergaben Arsengehalte, die zwischen 0,02 und 0,095% As schwankten. Insgesamt wurden etwa 300 verschiedene Bleche untersucht, keines der Bleche war arsenfrei, bei der überwiegenden Mehrzahl lagen die Arsengehalte zwischen 0,035 und 0,05%.

Mit diesen Gehalten wird man in der Praxis im allgemeinen zu rechnen haben, wesentlich höhere Gehalte scheinen nur ausnahmsweise vorzukommen.

Über das Verhalten des Arsens im Eisen ist nur sehr wenig bekannt. Friedrich[2] sowie Oberhoffer und Gallaschik[3] haben das System Arsen-Eisen bis zu 40% As thermisch untersucht (siehe Abb. 1).

Hiernach beträgt das Lösungsvermögen des Eisens für Arsen bei der eutektischen Temperatur von 827° etwa 6,8%. Ob sich das Lösungsvermögen mit fallender Temperatur wesentlich ändert, wurde nicht ermittelt. bekannt ist lediglich, daß so kleine Gehalte an Arsen,

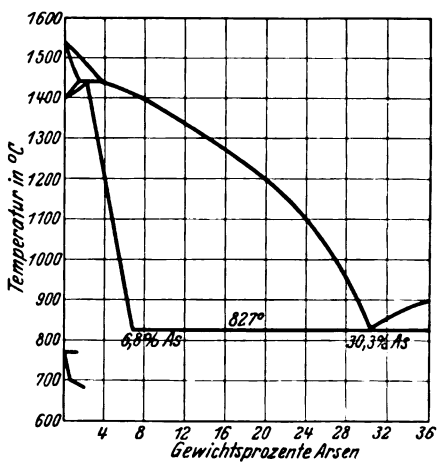


Abb. 1. Zustandsschaubild As–Fe nach Oberhoffer und Gallaschik.

wie sie im technischen Eisen vorkommen (bis etwa 0,1% As), auch noch bei Zimmerwärme von Eisen in fester Lösung (als Mischkristall) aufgenommen werden.

Über den Einfluß kleiner Mengen von Arsen auf die Festigkeitseigenschaften, auf das Verhalten bei höheren Temperaturen, auf die Empfindlichkeit gegenüber Kaltreckung oder Stauchung ist noch so gut wie gar nichts bekannt.

Im Hinblick auf die ständig wachsenden Ansprüche, die die Technik an den Flußstahl, namentlich auch be-

[1] Original: Mitt. Vereinigung der Großkesselbesitzer Nr. 23, S. 3, 10. Sept. 1929.

[2] K. Friedrich: „Eisen und Arsen", Metallurgie IV, S. 129. 1907.

[3] P. Oberhoffer: „Das technische Eisen". Julius Springer, Berlin, 2. Aufl. 1925, S. 100.

Digitized by Google

züglich seiner Verwendung als Kesselbaustoff (Kesselblech) stellt, erschien es dringend erwünscht, festzustellen, ob und inwieweit Gehalte bis etwa 0,1% As die Eigenschaften des handelsüblichen, kohlenstoffarmen Flußstahles schädlich beeinflussen.

2. Probenmaterial.

Zur Untersuchung gelangten 12 Flußstahlbleche von 10 bzw. 12 mm Blechstärke, die auf meine Anregung hin von der Firma Krupp in Essen eigens für die Untersuchungen hergestellt waren[1]. Die chemische Unter-

Tabelle 1.
Chemische Zusammensetzung der zu den Untersuchungen verwendeten Kesselbleche.

Bezeichnung der Reihe	Nr. der Reihe	Kohlenstoff %	Silizium %	Mangan %	Arsen %	Phosphor %	Schwefel %	Bemerkungen
I	1	0,06	Spur	0,38	0,049	0,015	0,033	Außerdem enthielten sämtliche Bleche noch kleine Mengen von Kupfer, Chrom, Nickel u. Kobalt als Verunreinigungen
	2	0,06	„	0,38	0,071	0,016	0,037	
	3	0,06	„	0,38	0,087	0,016	0,039	
II	1	0,06	Spur	0,38	0,036	0,022	0,110	
	2	0,07	„	0,41	0,074	0,014	0,130	
	3	0,09	„	0,41	0,112	0,014	0,140	
III	1	0,06	Spur	0,38	0,040	0,031	0,100	
	2	0,05	„	0,37	0,063	0,057	0,110	
	3	0,06	„	0,36	0,075	0,077	0,094	
IV	1	0,06	Spur	0,39	0,045	0,085	0,043	
	2	0,06	„	0,38	0,058	0,088	0,039	
	3	0,07	„	0,38	0,110	0,094	0,052	

suchung der aus den Blechen durch Hobeln über den ganzen Querschnitt entnommenen Durchschnittsproben hatte die in Tabelle 1 angegebenen Gehalte ergeben.

In Abb. 2 sind die gefundenen Gehalte an Arsen, Phosphor und Schwefel graphisch aufgetragen.

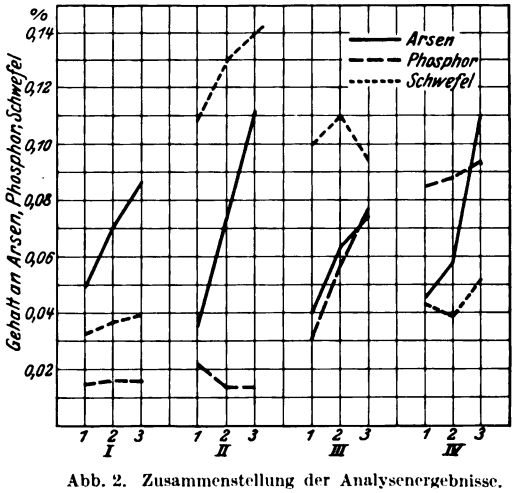


Abb. 2. Zusammenstellung der Analysenergebnisse.

Wie Tabelle 1 und Abb. 2 zeigen, handelt es sich um vier Gruppen zu je drei Blechen:

Gruppe I: steigende Arsengehalte bei gleichbleibenden niedrigen Phosphor- und Schwefelgehalten.

Gruppe II: steigende Arsen- und hohe Schwefelgehalte bei niedrigen Phosphorgehalten.

Gruppe III: steigende Arsen- und Phosphorgehalte bei hohen Schwefelgehalten.

Gruppe IV: steigende Arsengehalte bei hohen Phosphor- und mittleren Schwefelgehalten.

3. Metallographische Untersuchung.

Zur Feststellung etwaiger Zonenbildung infolge Seigerung wurden von sämtlichen Blechen Längs- und Querschliffe entnommen. Die Schliffe wurden mit Kupferammoniumchlorid geätzt.

In Tabelle 2 sind die Ergebnisse der Ätzung zusammengestellt.

Tabelle 2. Ätzung mit Kupferammoniumchlorid.

Blechreihe	Blech Nr.	Chemische Zusammensetzung As %	P %	S %	Ergebnis der Ätzung	Abbildung
I	1	0,049	0,015	0,033	nahezu seigerungsfrei	—
	2	0,071	0,016	0,037	schwache Zonen- u. Schlierenbildung	—
	3	0,087	0,016	0,039	wie bei I_1	—
II	1	0,036	0,022	0,110	schwache Zonen- u. Schlierenbildung	—
	2	0,074	0,014	0,130	wie bei II_1	—
	3	0,112	0,014	0,140	wie bei II_1	3
III	1	0,040	0,031	0,100	schwache Zonen- u. Schlierenbildung	—
	2	0,063	0,057	0,110	deutlich ausgeprägte Zonenbildung	—
	3	0,075	0,077	0,094	starke Zonenbildung	4
IV	1	0,045	0,085	0,043	starke Zonenbildung	—
	2	0,058	0,088	0,039	wie bei IV_1	5
	3	0,110	0,094	0,052	wie bei IV_1	—

Nach Tabelle 2 weisen die Bleche der Reihe I und Reihe II selbst bei hohen Arsen- und hohen Schwefelgehalten nur unerhebliche Zonen- und Schlierenbildung auf; zu beachten ist, daß in diesen beiden Reihen die Phosphorgehalte nur sehr niedrig sind.

In Gruppe III nimmt die Seigerung mit steigendem Phosphorgehalt deutlich zu und in Gruppe IV mit hohen Phosphorgehalten weisen sämtliche Bleche starke Zonenbildung infolge Seigerung auf.

Hiernach wäre zu schließen, daß Arsen im Flußstahl auf eine etwaige Entmischung während der Erstarrung ohne wesentlichen Einfluß ist; der Hauptträger der Entmischung ist der Phosphor.

Das Kleingefüge sämtlicher Bleche zeigte den gleichen Aufbau. Die Ferritkörner waren feinkristallin, die geringen Perlitmengen waren mehr oder weniger zeilenförmig angeordnet, in den Blechen mit hohen Schwefelgehalten traten reichliche Mengen nichtmetallischer Einschlüsse (Schwefeleisen bzw. Schwefelmangan) auf.

Abb. 6 ist in 200facher Vergrößerung aus einem Längsschliff von Blech I_2, Abb. 7 von Blech II_2, Abb. 8 von Blech III_2 und Abb. 9 von Blech IV_1 aufgenommen.

[1] Es sei mir gestattet, auch an dieser Stelle der Firma Krupp in Essen hierfür zu danken.

Digitized by Google

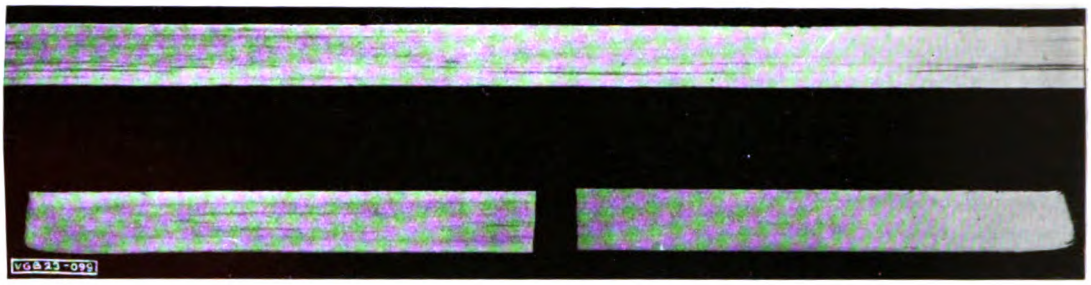


Abb. 3. Ätzung auf Seigerung. Längs- und Querschliffe. Blech 3 der Reihe II.

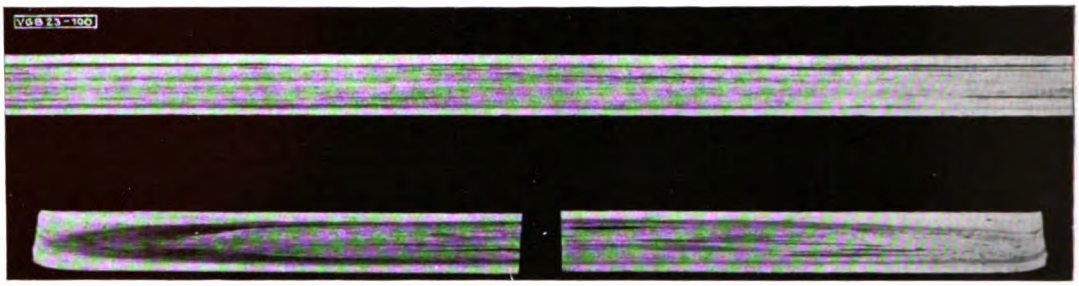


Abb. 4. Ätzung auf Seigerung. Längs- und Querschliffe. Blech 3 der Reihe III.

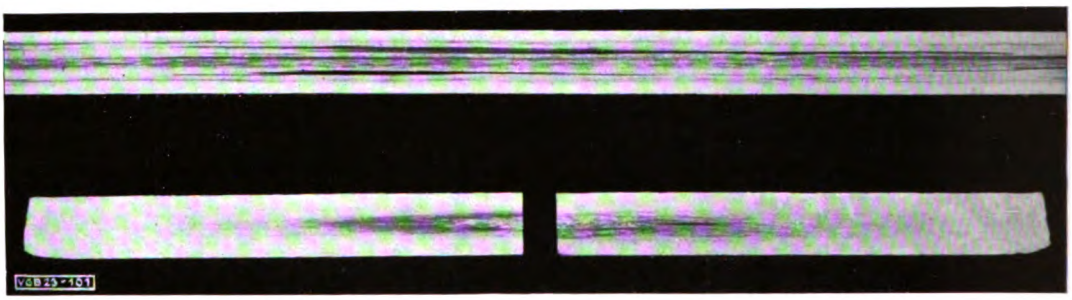


Abb. 5. Ätzung auf Seigerung. Längs- und Querschliffe. Blech 2 der Reihe IV.

4. Haltepunktbestimmungen.

Über die Beeinflussung der Haltepunkte durch Arsen liegen nur einige Angaben von Osmond[1] und von Liedgens[2] vor, die sich obendrein widersprechen. Nach Osmond wird Ar_3 (Beginn der Ferritausscheidung aus der festen Lösung) erhöht, nach Liedgens erniedrigt, von 1,5% As ab soll Ar_3 nach Liedgens bereits nicht mehr nachzuweisen sein. Ar_1 (Perlitpunkt) wird nach Liedgens ebenfalls erniedrigt; zu beachten ist aber, daß obige Angaben sich auf Proben mit 0,3% bis 3,5% Arsen beziehen.

Da die Kenntnis der Haltepunkttemperaturen für die Technik, mit Rücksicht auf die zu wählenden Glühtemperaturen von Wichtigkeit ist, so wurden von jeder Reihe (I bis IV in Tabelle 1) aus je einem Blech mit niedrigstem und höchstem Arsengehalt Proben für Haltepunktsbestimmungen entnommen. Die Ausführung[3] erfolgte in üblicher Weise; die Ergebnisse sind in Tabelle 3 zusammengestellt.

Im Mittel liegen die Haltepunkte bei den untersuchten Materialien bei folgenden Temperaturen:

Ar_3: $\gamma \longrightarrow \beta$ . . . . . 856°
Ar_2: $\beta \longrightarrow \alpha$ . . . . . 769°
Ar_1: (Perlitpunkt) . . . . . 683°

[1] Osmond: J. Iron Steel Inst. Bd. 1, S. 38. 1890.
[2] Liedgens: Stahleisen 1912, S. 2109.
[3] Siehe E. Heyn und O. Bauer: „Metallographie", Sammlung Göschen, Bd. I.

Tabelle 3.
Ergebnisse der Haltepunktsbestimmungen.

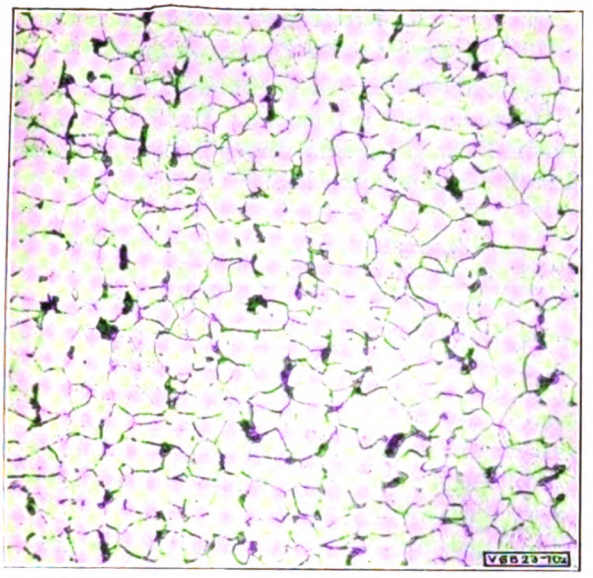
Reihe	Nr. der Reihe	Chemische Zusammensetzung			Ar_3 $\gamma \rightarrow \beta$ Ferritausscheidung aus der festen Lösung	Ar_2 $\beta \rightarrow \alpha$ Magnetische Umwandlung	Ar_1 Perlitumwandlung
		As	P	S			
		%	%	%	° C	° C	° C
I	1	0,049	0,015	0,033	852	766	682
	3	0,087	0,016	0,039	840	766	682
II	1	0,036	0,022	0,110	864	775	682
	3	0,112	0,014	0,140	857	772	686
III	1	0,040	0,031	0,100	858	772	682
	3	0,075	0,077	0,094	867	773	686
IV	1	0,045	0,085	0,043	852	766	682
	3	0,110	0,094	0,052	858	766	682

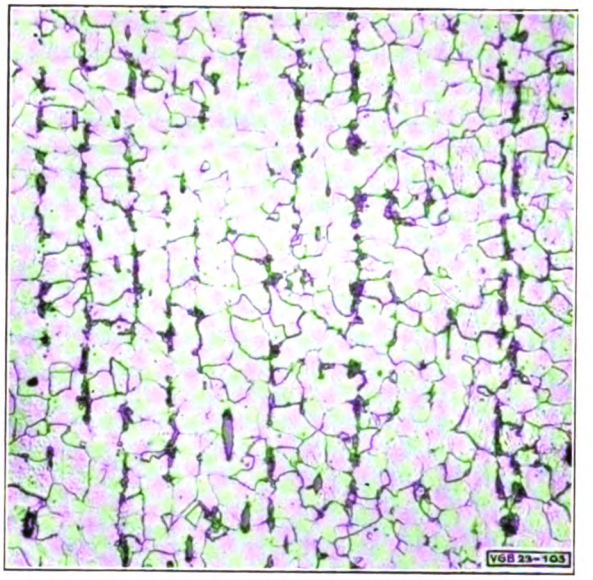
Hiernach haben Arsengehalte zwischen 0,03 und 0,11% auf die Lage der Haltepunkte keinen merkbaren Einfluß; das gleiche gilt auch für verhältnismäßig hohe Schwefel- und Phosphorgehalte. Bei Glühungen in der Praxis braucht demnach auf Arsen, Phosphor und Schwefel innerhalb der angegebenen Grenzen keine Rücksicht genommen zu werden.

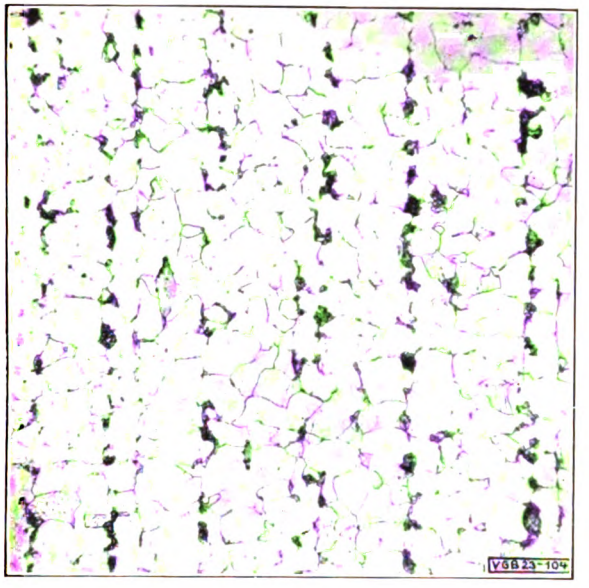
5. Zugversuche.

Von sämtlichen Blechen wurden Normalflachstäbe in der Walzrichtung (*L*) und quer zur Walzrichtung (*Q*) entnommen.

Digitized by Google







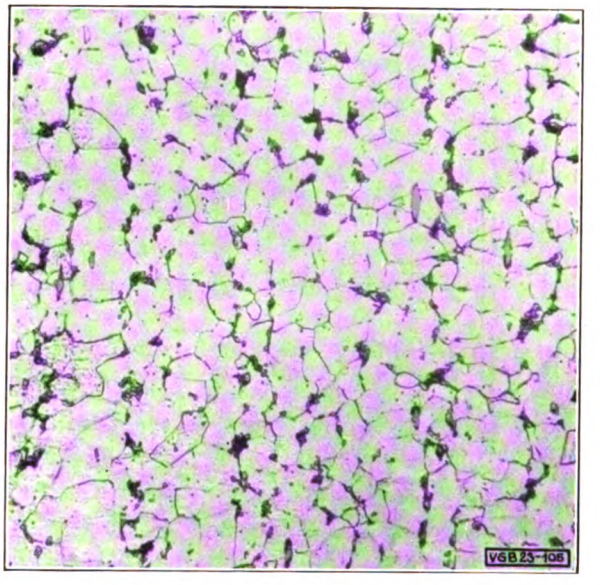


Abb. 6 und 7. Blech 2, Reihe I und Blech 2, Reihe II.

Abb. 8 und 9. Blech 2, Reihe III und Blech 1, Reihe IV.

Längsschliffe, Kleingefüge, $v = 200$.

Die Ergebnisse der Prüfung auf Zugfestigkeit sind in Tabelle 4 zusammengestellt und in Abb. 10 graphisch aufgetragen.

Aus Tabelle 4 und Abb. 10 geht folgendes hervor:

1. Die Festigkeitswerte für die Längsproben (*L*) liegen teils über, teils unter den Werten für die Querproben (*Q*); wesentliche Unterschiede bestehen jedoch bei den untersuchten Materialien nicht. Hierzu ist zu bemerken, daß ganz allgemein Unterschiede in der Festigkeit von Quer- und Längsproben in erster Linie durch die Art des Auswalzens und durch die Walztemperatur bedingt werden.

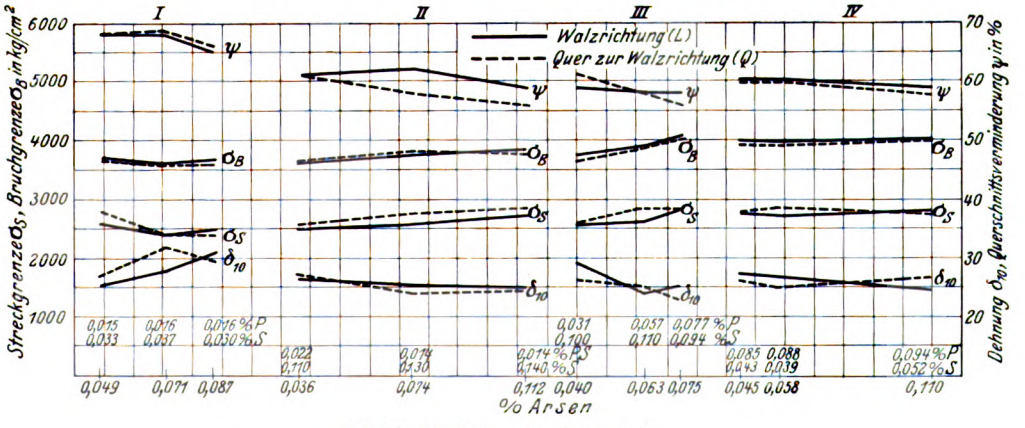


Abb. 10. Ergebnisse der Zugversuche.

Digitized by Google

Tabelle 4.

Zugfestigkeit, ausgeführt bei Zimmerwärme.

L = Walzrichtung.
Q = quer zur Walzrichtung.

Blechreihe	Blech Nr.	Proben entnommen in Richtung	Festigkeit[1] Spannungen δ kg/cm² Streckgrenze σ_S	Bruchgrenze σ_B	Verhältnis $\frac{\sigma_S}{\sigma_B} \cdot 100$	Formänderung[1] Dehnung δ_{10} für Meßlänge $1 = 11{,}3\sqrt{f} = 20$ cm in %	Querschnittsverminderung ψ %
I	1	L	2600	3700	71	25,5	68
		Q	2790	3680	76	27,3	68
	2	L	2410	3610	67	28,0	68
		Q	2390	3590	67	32,0	69
	3	L	2500	3670	68	30,8	65
		Q	2410	3610	67	29,5	66
II	1	L	2490	3640	68	26,5	61
		Q	2590	3630	71	27,2	61
	2	L	2560	3760	68	25,4	62
		Q	2770	3790	73	24,4	58
	3	L	2710	3830	71	24,9	59
		Q	2850	3770	76	24,5	56
III	1	L	2550	3760	68	29,3	59
		Q	2640	3700	71	26,5	61
	2	L	2630	3900	68	24,1	58
		Q	2850	3900	73	25,4	58
	3	L	2810	4020	70	25,1	58
		Q	2830	4080	70	23,2	56
IV	1	L	2770	3990	70	27,4	60
		Q	2790	3950	71	26,3	60
	2	L	2730	3960	69	26,9	60
		Q	2850	3930	73	25,1	60
	3	L	2810	3970	71	24,6	59
		Q	2760	3980	69	26,7	58

2. Reihe I (niedriger P- und S-Gehalt).

Arsengehalte zwischen 0,03 und 0,11% As haben keinen wesentlichen Einfluß auf die Zugfestigkeit. Die Dehnung δ_{10} weist sogar einen schwachen Anstieg auf.

3. In Reihe II (niedriger P- und hoher S-Gehalt) werden σ_B und σ_S mit steigendem As-Gehalt schwach erhöht, die Dehnung (δ_{10}) fällt deutlich ab.

4. Ähnlich Reihe II verhält sich das Material der Reihe III (steigender P- und hoher S-Gehalt).

5. In Reihe IV (hoher P- und mittlerer S-Gehalt) waren keine wesentlichen Unterschiede zwischen den einzelnen Materialien feststellbar. Im allgemeinen lagen jedoch die Werte für σ_B und σ_S über den Werten aus Reihe I (niedriger P-Gehalt).

Hiernach ist der Einfluß von Arsen (zwischen 0,03 und 0,11%) auf die Zugfestigkeit von kohlenstoffarmem Flußstahl nur unerheblich.

Es ist eine alte Erfahrungstatsache, daß bei statischer Beanspruchung die im Flußstahl auftretenden Verunreinigungen (Phosphor, Schwefel und nach obigen Versuchen auch Arsen) in ihrer, das Material schädigenden Wirkung nicht deutlich in Erscheinung treten; erst bei dynamischer Beanspruchung gibt sich ihr schädigender Einfluß zu erkennen.

[1] Mittelwert aus je 2 Einzelwerten.

6. Kerbschlagversuche

(ausgeführt bei Zimmerwärme).

Von sämtlichen Materialien wurden Längsproben (L) und Querproben (Q) entnommen. Ein Teil der Proben wurde im Zustand der Einlieferung ins Amt, der andere Teil nach dem Ausglühen bei 900° C geprüft[1]. Die Abmessungen der Kerbschlagproben sind aus Abb. 11 ersichtlich. Zur Verwendung gelangte ein 10 mkg Pendelschlagwerk nach Charpy[2].

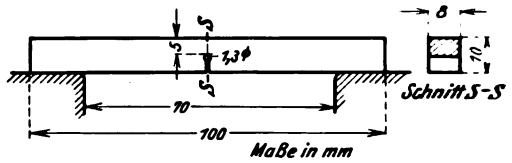


Abb. 11. Abmessungen der Kerbschlagproben.

Die Ergebnisse der Kerbschlagversuche sind in Tabelle 5 zusammengestellt und in Abb. 12 graphisch aufgetragen. Aus Tabelle 5 und Abb. 12 ergibt sich folgendes:

Tabelle 5.

Kerbschlagversuche ausgeführt, bei Zimmerwärme.

L = Walzrichtung, Q = quer zur Walzrichtung.

Wie angeliefert: Spezifische Schlagarbeit[3] mkg/cm²	Proben entnommen in Richtung	Blech Nr.	Blechreihe	Ausgeglüht: Blech Nr.	Proben entnommen in Richtung	Spezifische Schlagarbeit[3] mkg/cm²
14,4	L	1	I	1	L	14,5
14,5	Q				Q	14,5
14,9	L	2		2	L	13,4
13,1	Q				Q	11,3
13,5	L	3		3	L	11,2
12,9	Q				Q	11,6
11,4	L	1	II	1	L	9,8
9,5	Q				Q	7,9
10,4	L	2		2	L	10,4
8,7	Q				Q	8,4
10,1	L	3		3	L	8,8
8,8	Q				Q	8,1
11,0	L	1	III	1	L	10,5
9,0	Q				Q	9,0
8,7	L	2		2	L	8,6
7,1	Q				Q	7,4
7,6	L	3		3	L	7,4
6,4	Q				Q	5,9
9,0	L	1	IV	1	L	7,6
7,0	Q				Q	6,0
8,6	L	2		2	L	7,3
6,7	Q				Q	6,4
7,4	L	3		3	L	6,7
6,0	Q				Q	5,1

1. Zunächst erscheint es auffallend, daß fast durchdurchgängig die ausgeglühten Proben etwas geringere Schlagarbeit aufweisen als die nicht ausgeglühten.

[1] Die Proben wurden im elektrisch geheizten Röhrenofen $^1/_2$ Stde. auf 900° C erhitzt. Die Abkühlung erfolgt bis 600° C im Ofen und von 600° C ab an der Luft.

[2] Gebaut von L. Schopper, Leipzig.

[3] Mittelwerte aus je 6 Einzelwerten.

Digitized by Google

Die Erklärung dürfte darin zu suchen sein, daß durch die Glühbehandlung der Ausgleich innerhalb der Mischkristalle „Eisen-Phosphor“ und „Eisen-Arsen“ befördert wird.

2. Nahezu durchgängig weisen die Längsproben (*L*) etwas höhere Schlagarbeit auf als die Querproben (*Q*). Dieses verschiedene Verhalten steht mit dem Schwefelgehalt in Zusammenhang. In den Längsproben sind die Sulfide in der Längsrichtung der Probestäbe gestreckt, in den Querproben senkrecht dazu. Beim Durchschlagen ist eine Unterbrechung des Zusammenhanges in der Längsrichtung ohne wesentlichen Einfluß, quer zur Stabachse macht sie sich jedoch stark bemerkbar.

3. Reihe I (niedriger P- und S-Gehalt).

Ein schwacher, die Schlagarbeit erniedrigender Einfluß des Arsens ist unverkennbar.

4. Reihe II (niedriger P- und hoher S-Gehalt).

Auch hier zeigt sich ein schwacher Einfluß des steigenden Arsengehalts.

5. Reihe III (steigender P- und hoher S-Gehalt).

Mit steigendem Phosphorgehalt sinkt die Kurve für die Schlagarbeit stark ab. Die Wirkung des Phosphors ist hiernach erheblich stärker als die von Arsen (Reihe I) oder auch von Schwefel allein (Reihe II).

6. Reihe IV (hoher P- und mittlerer S-Gehalt).

Der Abfall der Kurven für die Schlagarbeit ist weniger steil als bei Reihe III.

Hiernach bedingen steigende Arsengehalte im Flußstahl einen schwachen Abfall der Schlagfestigkeit; die Wirkung ist jedoch, sofern Arsen allein zugegen ist, nur sehr unerheblich. Der ungünstige Einfluß von Phosphor und auch von Schwefel wird jedoch durch steigende Arsengehalte verstärkt.

7. Kerbschlagversuche bei verschiedenen Temperaturen.

Für die Versuche wurden von jeder Reihe Querproben (Abmessungen siehe Abb. 11) aus dem Blech mit dem niedrigsten As-Gehalt (Nr. 1) und dem mit dem höchsten As-Gehalt (Nr. 3) verwendet.

Die Proben wurden bei —5°, +20°, +50° usw. steigend bis +500° geschlagen. Die Temperatur der Kältemischung betrug —7°, die Probe verblieb 2 Std. lang in der Kältemischung, darauf wurde sie möglichst schnell auf die Backen des 10 mkg Pendelschlagwerkes gelegt und sofort geschlagen. Die Prüftemperatur betrug schätzungsweise —5°.

Die bei höheren Temperaturen zu prüfenden Proben wurden 2 Std. lang im elektrisch geheizten Röhrenofen auf einer Temperatur gehalten, die etwa 20° über der Prüftemperatur lag.

Die Ergebnisse sind in Tabelle 6 zusammengestellt und in Abb. 13 graphisch aufgetragen. Aus Tabelle 6 und Abb. 13 geht folgendes hervor:

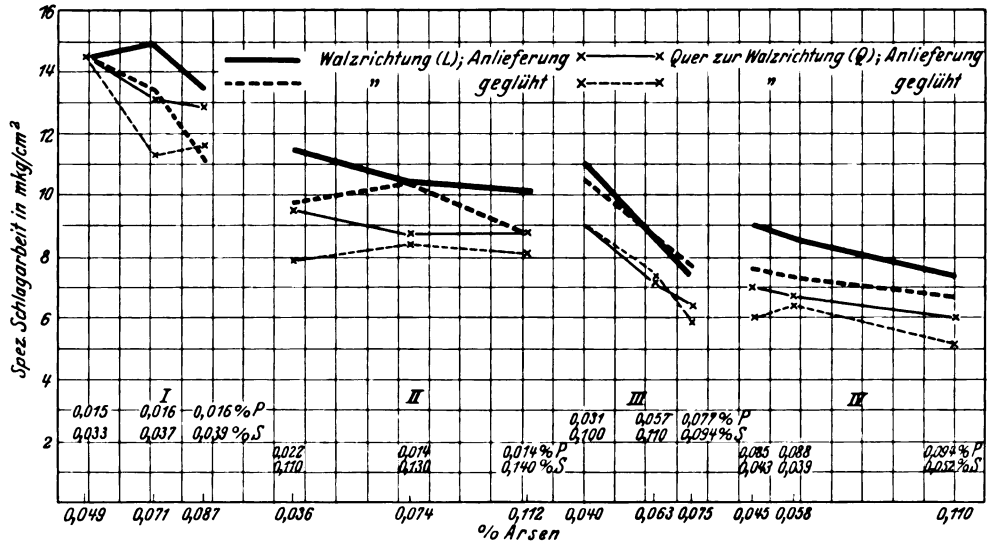


Abb. 12. Ergebnisse der Kerbschlagversuche, ausgeführt bei Zimmertemperatur.

1. Die Höchstwerte für die Schlagarbeit liegen im allgemeinen zwischen +50 und +250°. Von +300° ab sinkt die Schlagfestigkeit bis +500° stark ab; auch bei —5° ist sie nur gering.

Tabelle 6. Kerbschlagversuche bei verschiedenen Temperaturen.

Alle Proben quer zur Walzrichtung (*Q*) entnommen.

Blechreihe	Blech Nr.	As in %	Spezifische Schlagarbeit in mkg/cm² * Geprüft bei etwa								
			— 5°	+ 20°	+ 50°	+ 100°	+ 200°	+ 250°	+ 300°	+ 400°	+ 500°
I	1	0,049	9,8	14,5	14,5	13,7	14,0	15,0	13,1	8,3	7,1
	3	0,087	8,0	12,9	14,5	13,4	13,9	13,1	11,1	7,7	6,5
II	1	0,036	7,4	9,5	10,7	10,8	9,9	10,0	8,2	5,6	4,2
	3	0,112	5,8	8,0	9,0	8,8	8,6	8,2	7,0	4,5	3,5
III	1	0,040	7,4	9,0	11,3	10,5	10,5	10,0	7,8	4,8	4,3
	3	0,075	5,3	6,4	7,9	7,8	7,4	7,2	6,0	4,1	3,6
IV	1	0,045	5,2	7,0	11,9	11,5	10,5	9,9	8,6	5,8	5,3
	3	0,110	5,0	6,0	8,6	10,6	10,1	9,1	8,3	5,5	5,0

2. Ganz allgemein weisen bei allen vier Blechreihen die Bleche mit höheren Arsengehalten bei sämtlichen Prüftemperaturen niedrigere Werte für die Schlagarbeit auf als die Bleche mit niedrigen Arsengehalten.

Ein die Schlagfestigkeit herunterdrückender, das Material also spröder machender Einfluß des Arsens tritt demnach auch bei diesen Versuchen deutlich zutage.

* Mittelwerte aus je 3 Einzelwerten.

Digitized by Google

3. Bei Reihe I (niedriger P- und S-Gehalt) liegen sämtliche Werte für die Schlagarbeit erheblich höher als bei allen anderen Reihen. Die Unterschiede zwischen Blech Nr. 1 (niedriger As-Gehalt) und Blech Nr. 3 (hoher As-Gehalt) sind nicht erheblich. Eine gewisse Wirkung des Arsens ist auch hier vorhanden, sie tritt jedoch bei niedrigem P- und niedrigem S-Gehalt nicht deutlich in Erscheinung.

Nach Untersuchungen von Baumann, Fry, Bauer u. a. verhalten sich die verschiedenen Materialien gegenüber Kaltreckung und Kaltstauchung mit nachfolgender Alterung sehr verschieden. Es war daher von Interesse, festzustellen, welchen Einfluß steigende Arsengehalte auf die Alterung des Materials ausüben.

Aus jeder Reihe (I bis IV) wurden aus den Blechen Nr. 1 (niedrigster As-Gehalt) und Nr. 3 (höchster As-

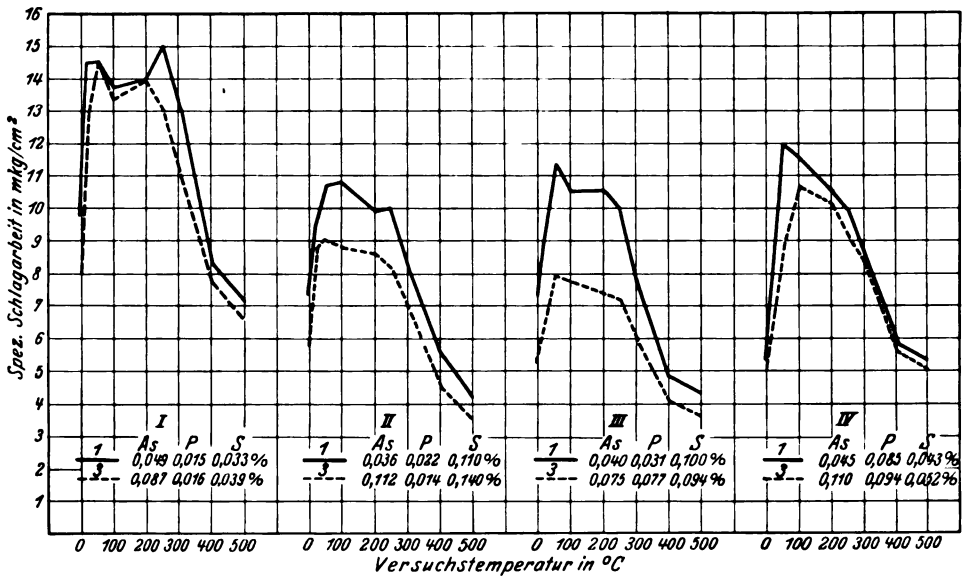


Abb. 13. Ergebnisse der Kerbschlagversuche bei verschiedenen Temperaturen.

4. Reihe II (niedriger P-, aber hoher S-Gehalt).

Hoher Schwefelgehalt scheint bei höheren Temperaturen die nachteilige Wirkung des Arsens erheblich zu verstärken. Die Unterschiede zwischen den Proben mit niedrigem As-Gehalt (Blech Nr. 1) und hohem As-Gehalt (Blech Nr. 3) sind beträchtlich.

5. Reihe III (steigender P- und hoher S-Gehalt).

Hat das Material gleichzeitig hohen Phosphor- und hohen Schwefelgehalt, so tritt der die Schlagarbeit herunterdrückende Einfluß des Arsens noch deutlicher hervor.

6. Reihe IV (hoher P- und mittlerer S-Gehalt).

Der Unterschied in der Schlagfestigkeit zwischen dem Material des Bleches 1 und dem des Bleches 3 ist hier, trotz der hohen Phosphorgehalte, nur unerheblich. Hiernach scheint bei höheren Temperaturen Arsen in erster Linie die schädliche Wirkung des Schwefels zu verstärken.

8. Alterungsversuche nach dem Verfahren von O. Bauer.

Kaltgerecktes oder kaltgequetschtes Material weist nur geringe Schlagfestigkeit auf, es ist spröde.

Das Höchstmaß der Sprödigkeit wird jedoch nicht unmittelbar nach erfolgter Kaltreckung oder Quetschung erreicht, sondern erst nach einer gewissen Zeit; das Material „altert". Die Alterungsgrenze (Höchstwert der Sprödigkeit) wird bei Zimmerwärme in etwa einem Jahr oder in noch längerer Zeit erreicht, durch Anlassen bei niedrigen Wärmegraden kann die Erreichung der Alterungsgrenze wesentlich beschleunigt werden (1 bis 2 Std.).

Gehalt) Querproben (100×10×9 mm) entnommen. Sie wurden unter Verwendung eines besonderen Druckstückes (siehe Abb. 14) in der Mitte über eine Länge von etwa 30 mm um 2 mm zusammengedrückt und nach dem Zusammendrücken (Quetschen) je 2 Std. lang bei steigenden Temperaturen angelassen. Nach dem Anlassen wurden die Proben durch Abhobeln der überstehenden Teile siehe Abb. 15) auf den Querschnitt 8×8 gebracht, mit einem Kerb versehen und mittels des 10 mkg Pendelschlagwerkes geschlagen.

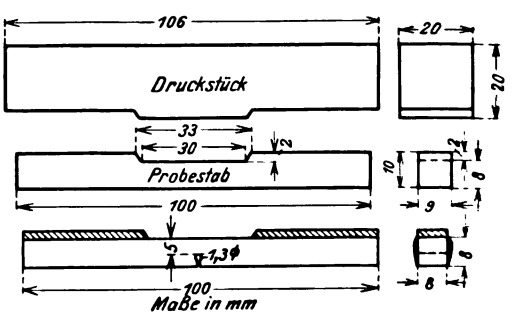


Abb. 14 und 15. Queralterungsproben nach O. Bauer.

Die Ergebnisse sind in Tabelle 7 zusammengestellt und in Abb. 16 und 17 graphisch aufgetragen.

Aus Tabelle 7 und den Abb. 16 und 17 geht folgendes hervor:

1. Sämtliche Materialien sind in hohem Maße empfindlich gegen Kaltquetschung.

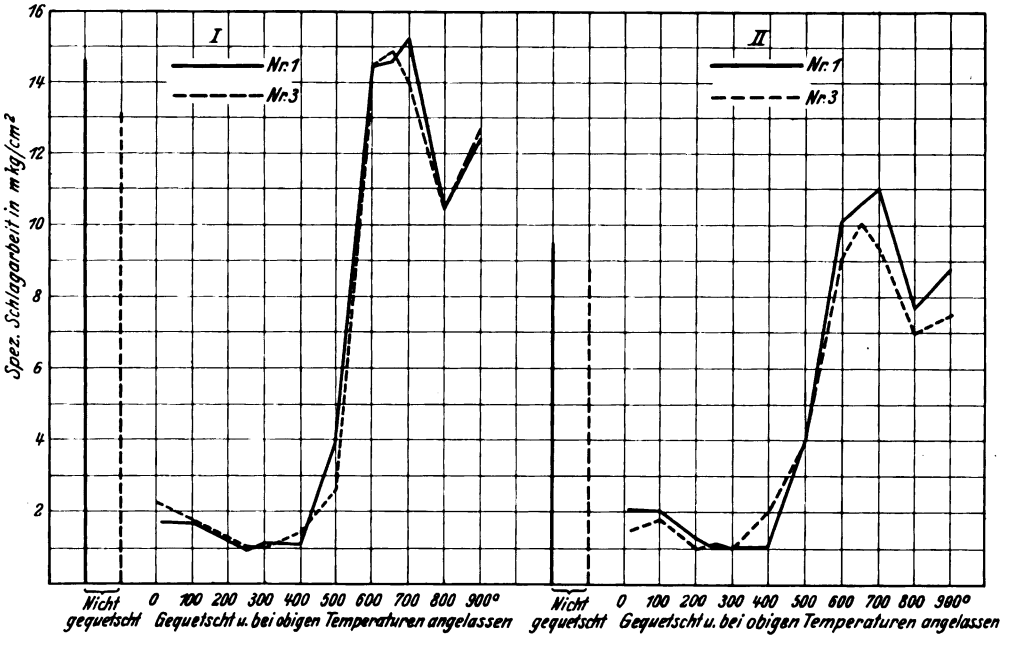
2. Durch die künstliche Alterung wird die Schlagfestigkeit noch weiter heruntergedrückt. Das Minimum

[1] O. Bauer: „Flußstähle mit geringer Alterungseigenschaft", Sonderheft V der Mitt. dt. Materialpr.-Anst. 1929, S. 12.

Digitized by Google

Tabelle 7. Alle Proben quer zur Walzrichtung (*Q*) entnommen[1].

Nach dem Quetschen 2 Stunden angelassen bei	Reihe I		Reihe II		Reihe III		Reihe IV	
	Nr. 1 mkg/cm²	Nr. 3 mkg/cm²	Nr. 1 mkg/cm²	Nr. 3 mkg/cm²	Nr. 1 mkg/cm²	Nr. 3 mkg/cm²	Nr. 1 mkg/cm²	Nr. 3 mkg/cm²
nicht angelassen	1,7	2,1	2,1	1,5	1,6	1,2	1,4	1,0
100°	1,7	1,7	2,0	1,8	1,8	1,0	1,2	0,9
200°	1,2	1,2	1,3	1,0	1,4	1,0	0,9	0,9
250°	0,9	1,0	1,0	1,1	1,0	0,7	0,8	0,7
300°	1,1	1,0	1,1	1,0	1,0	0,8	0,8	0,9
400°	1,1	1,4	1,1	2,1	1,6	0,9	1,0	0,9
500°	3,9	2,6	4,0	4,0	4,6	3,6	2,4	2,2
600°	14,4	14,4	10,1	9,2	10,4	7,3	8,7	7,6
650°	14,6	14,8	10,6	10,1	9,9	7,6	9,0	9,4
700°	15,2	14,0	11,0	9,4	10,4	7,3	10,3	8,8
800°	10,4	10,4	7,7	7,0	7,9	6,0	5,7	6,3
900°	12,5	12,6	8,8	7,5	8,9	6,1	6,8	6,0
As %	0,049	0,087	0,036	0,112	0,040	0,075	0,045	0,110
P %	0,015	0,016	0,022	0,014	0,031	0,077	0,085	0,094
S %	0,033	0,039	0,110	0,140	0,100	0,094	0,043	0,052



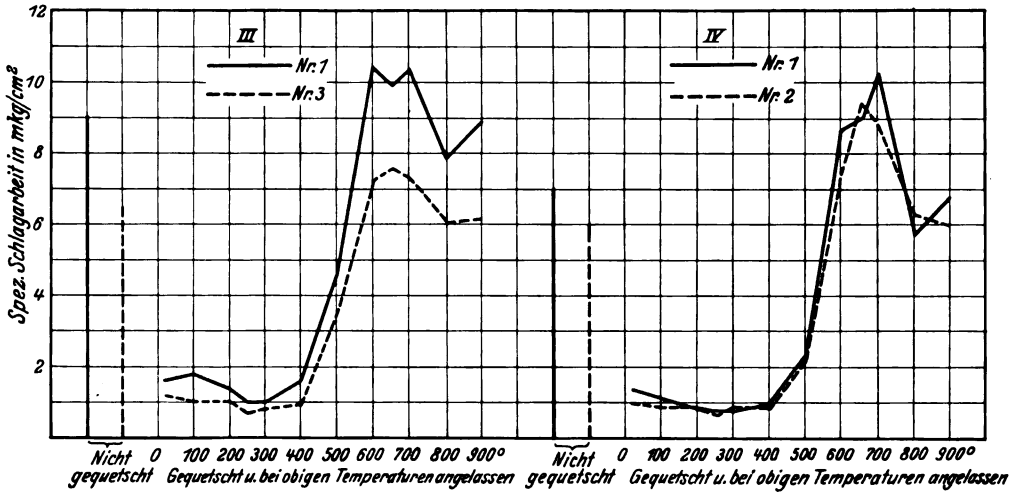


Abb. 16 und 17. Ergebnisse der Alterungsversuche nach O. Bauer.

[1] Mittelwerte aus je drei Einzelwerten.

Digitized by Google

(Alterungsgrenze) liegt bei allen Materialien zwischen 200 und 300° Anlaßhitze.

3. Schon bei 600° Anlaßhitze wird die ursprüngliche Schlagfestigkeit wieder erreicht, sie steigt bis 700° Anlaßhitze an, fällt bei 800° Anlaßhitze ziemlich steil ab[1], um bei 900° Anlaßhitze im allgemeinen wieder schwach anzusteigen.

4. Der Verlauf der Kurven entspricht somit in ihrer Gesamtheit völlig dem Verlauf bei alterungsempfindlichen Materialien. Im einzelnen ist zu den Kurven folgendes zu bemerken:

5. Reihe I (niedriger P- und S-Gehalt).

Ein Einfluß eines steigenden As-Gehaltes ist nicht erkennbar. Die Werte der Schlagfestigkeit von Material Nr. 1 (niedriger As-Gehalt) liegen teils über, teils unter den Werten für Material 3 (hoher As-Gehalt).

6. Reihe II (niedriger P-, aber hoher S-Gehalt).

Bei niedrigen Anlaßhitzen (bis 500°) tritt ein etwaiger Einfluß des höheren As-Gehaltes (Blech Nr. 3) nicht hervor. Erst von 600° Anlaßhitze ab weisen die Proben aus Blech Nr. 3 (hoher Arsengehalt) durchgängig niedrigere Werte für die Schlagarbeit auf als die Proben an Blech Nr. 1 (niedriger As-Gehalt).

7. Reihe III (steigender P- und hoher S-Gehalt).

Die Schlagfestigkeit der Proben aus Blech Nr. 3 liegt bei allen Anlaßgraden zum Teil erheblich unter den Werten für Blech Nr. 1. Die ungünstige Wirkung dürfte in erster Linie auf den gleichzeitig hohen P- und S-Gehalt zurückzuführen sein, sie wird durch steigenden Arsengehalt noch verstärkt.

8. Reihe IV (hoher P- und mittlerer S-Gehalt).

Wesentliche Unterschiede waren hier zwischen den Blechen Nr. 1 und Nr. 3 nicht vorhanden. Der Einfluß des höheren As-Gehaltes tritt hiernach, wenn nur P allein angereichert ist, nicht so deutlich in Erscheinung, als wenn die Phosphor- und Schwefelgehalte gleichzeitig hoch sind (wie in Reihe III).

9. Zusammenfassung der Ergebnisse.

1. Arsen ist genau wie Phosphor und Schwefel ein ständiger Begleiter des technischen Eisens und Stahles.

2. Die im technischen Flußeisen und Flußstahl auftretenden As-Gehalte schwanken in der Regel zwischen 0,02 und 0,05% As, höhere Gehalte (bis 0,1%) kommen nur ausnahmsweise vor.

3. Arsen wird vom Eisen innerhalb der im technischen Flußstahl vorkommenden Gehalte als Mischkristall aufgenommen; im Kleingefüge ist es demnach nicht nachweisbar.

4. Arsen allein scheint im geringeren Maße zur Entmischung (Seigerung) während der Erstarrung zu neigen als z. B. Phosphor. Ist jedoch Entmischung infolge Phosphorseigerung vorhanden, so findet sich neben dem Phosphor in der Kernzone angereichert vor.

5. Die Haltepunkte Ar_3, Ar_2 und Ar_1 werden durch Arsengehalte bis zu 0,11% As nicht verschoben. Bei der Glühbehandlung braucht man somit auf den Arsengehalt keine Rücksicht zu nehmen.

6. Bei statischer Beanspruchung (Zugversuch) ist ein Einfluß eines steigenden As-Gehaltes (bis 0,11% As) selbst bei gleichzeitig vorhandenem höherem Phosphor- oder Schwefelgehalt nicht erkennbar.

7. Bei dynamischer Beanspruchung (Kerbschlagversuch) ist bei gewöhnlicher Temperatur (etwa 20°) ein schwacher, die Schlagarbeit erniedrigender Einfluß des Arsens unverkennbar, er macht sich jedoch erst bei höheren As-Gehalten bemerkbar; bei den in der Praxis meist vorkommenden Gehalten zwischen 0,02 und 0,05% As tritt er noch kaum in Erscheinung. Phosphor und in geringem Maße auch Schwefel drücken in weit höherem Maße die Kerbzähigkeit herab, ihr ungünstiger Einfluß wird durch steigende Arsengehalte verstärkt.

8. Bei höheren Temperaturen gibt sich bei dynamischer Beanspruchung (Kerbschlagversuch) ein die Schlagfestigkeit herunterdrückender Einfluß eines hohen Arsengehaltes deutlicher zu erkennen als bei etwa 20°. Insbesondere scheint er die nachteilige Wirkung des Schwefels zu verstärken. Sind gleichzeitig Phosphor und Schwefel angereichert, so tritt der die Schlagarbeit herunterdrückende Einfluß eines hohen Arsengehaltes noch deutlicher hervor. Niedrige Arsengehalte innerhalb der in der Praxis meist vorkommenden Grenzwerte (0,02 bis 0,05% As) sind ohne wesentlichen Einfluß, jedenfalls ist die Wirkung von Phosphor und Schwefel weit stärker als die eines gleich hohen Arsengehaltes.

9. Auf die Alterung des Materials sind Arsengehalte bis zu 0,1% As ohne wesentlichen Einfluß. Weist das Material jedoch hohe Phosphor- und Schwefelgehalte auf, so scheint auch hier ein hoher Arsengehalt die schädliche Wirkung von P- und S- zu verstärken.

10. Zusammenfassend kann somit gesagt werden, daß Arsengehalte innerhalb der im technischen Flußstahl in der Regel vorkommenden Grenzwerte von 0,02 bis 0,05% auf das statische und dynamische Verhalten des Materials ohne wesentlichen Einfluß sind. Erst bei höheren Gehalten macht sich ein schwacher ungünstiger Einfluß bemerkbar. Phosphor und Schwefel wirken erheblich stärker als Arsen, ihr ungünstiger Einfluß wird durch gleichzeitig vorhandenen höheren Arsengehalt noch verstärkt[1].

[1] Der Abfall bei 800° hat mit der Alterungsbeständigkeit nichts zu tun. Es tritt hier als Begleiterscheinung der Rekristallisation eine Kornvergröberung ein, wodurch die Kerbzähigkeit Einbuße erleidet.

[1] Die Durchführung der Versuche lag in den Händen von Ing. Karl Schreiber. Es sei mir gestattet, Herrn Schreiber auch an dieser Stelle für die sorgfältige Ausführung der Arbeiten meinen Dank zu sagen.

Digitized by Google

Walz- und Rekristallisationstextur von Eisenblech.

Von G. Kurdjumow und G. Sachs[1].

Die Bestimmung der Kristallorientierung in Blechen ist einigermaßen eindeutig nur mit Hilfe einer Anzahl von Röntgenaufnahmen in verschiedenen Richtungen feststellbar[2]. Die Darstellung des Befundes durch Polfiguren[3], die aus der Abschätzung der Intensitätsanhäufungen in den einzelnen Aufnahmen resultieren, ist vollständiger als die vielfach übliche Angabe durch Kristalllagen. Aber auch die Polfiguren sind bis zu einem gewissen Grade subjektiv, wenn man sich nicht durch eine erhebliche Zahl von Aufnahmen und Schätzung mehrerer Intensitätsgrade vor Fehlbeurteilungen sichert. Durch diese zunächst vernachlässigten Tatsachen erklärt es sich, daß z. B. bei Aluminium erst nach mehreren Untersuchungen Übereinstimmung im Befund und in der Deutung erreicht worden ist. Andererseits hat es sich dabei gezeigt, daß abweichende Versuchsbedingungen das Ergebnis offenbar nur in geringem Maße beeinflussen, so daß diese naheliegende Erklärung für etwaige Unstimmigkeiten versagt.

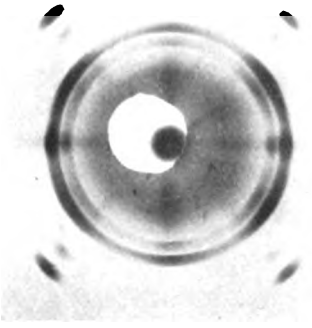


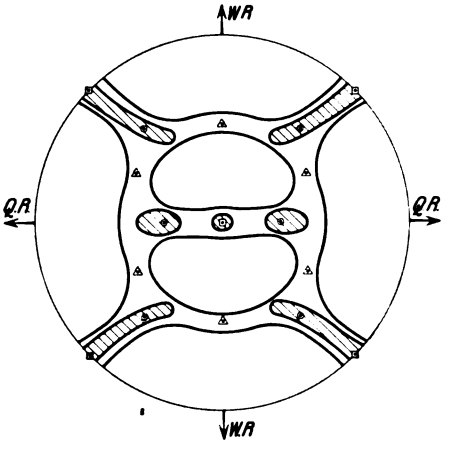
Abb. 1. Aufnahme eines gewalzten Elektrolyteisenblechs senkrecht zur Walzebene (98,5% Höhenabnahme).

Abb. 5. Schrägaufnahme eines Elektrolyteisenblechs (64° um Q. R. gedreht).

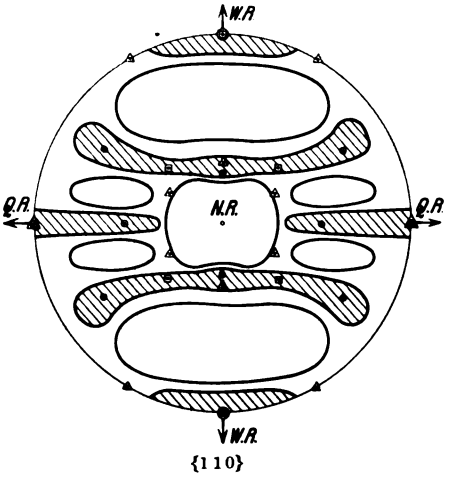
Da nun an Eisen bisher nur wenige Untersuchungen durchgeführt sind, wurden die Walz- und Rekristallisationstextur dieses Stoffes neu bestimmt.

In der Tat zeigte es sich, daß auch bei Eisen die bisherige Beschreibung der Texturen unvollständig ist.

Versuchsdurchführung. Als Material zu den Versuchen diente Elektrolyteisen[1], das auf 5 mm ge-



{200}



{110}

Abb. 2 und 3. Flächenpolfiguren der Walztextur von Eisen.
N.R. = Normalrichtung, W.R. = Walzrichtung, Q.R. = Querrichtung
⊡ [100] ∥ N. R. – [011] ∥ W. R. – [01$\bar{1}$] ∥ Q. R.
⊙ [112] ∥ N. R. – [1$\bar{1}$0] ∥ W. R. – [111] ∥ Q. R.
△ [111] ∥ N. R. – [11$\bar{2}$] ∥ W. R. – [110] ∥ Q. R.

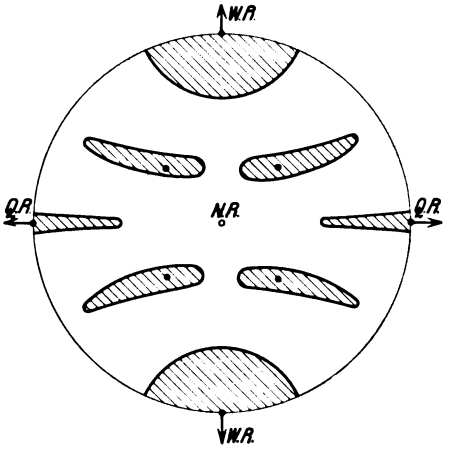


Abb. 4. Polfigur für {110}-Flächen der Walztextur von Eisen nach Wever.

[1] Original: Z. Phys. Bd. 62, S. 592 bis 599. 1930.

[2] Frhr. v. Göler und G. Sachs: Z. Phys. Bd. 41, S. 873 bis 888, 889 bis 906. 1927; Bd. 56, S. 477 bis 484, 485 bis 494, 495 bis 502. 1929.

[3] F. Wever: Mitt. Eisenforsch. Bd. 5, S. 69 bis 77. 1923.

[1] Den Firmen W. C. Heraeus, Vakuumschmelze Hanau, und F. Krupp, Essen, haben wir für Überlassung des Versuchsmaterials zu danken.

Digitized by Google

walzt, bei 950° 20 Minuten geglüht, zur Feststellung der Walztextur auf rund 0,08 mm = 98,5% herabgewalzt, und zur Feststellung der Rekristallisationstextur bei

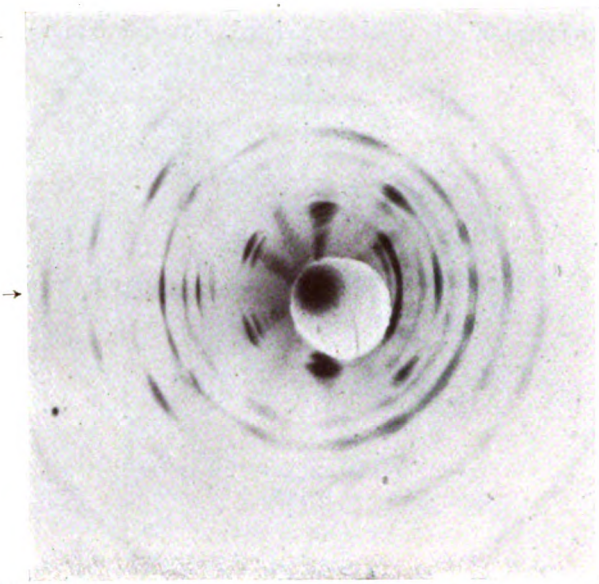
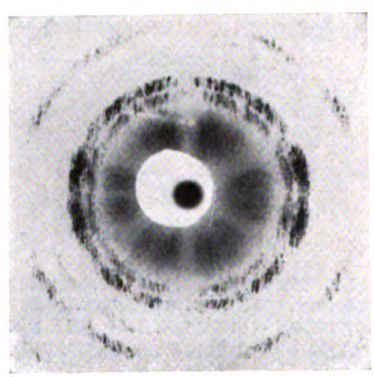


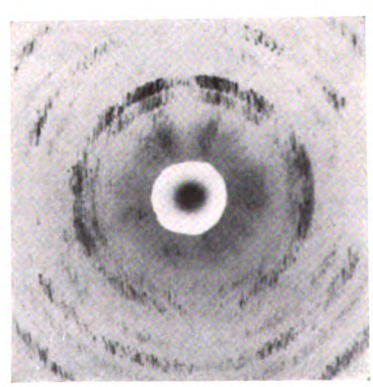
Abb. 6. Schrägaufnahme eines gewalzten Elektrolyteisenblechs zur Feststellung der Flächenpole in der Normalrichtung (72° um W. R. gedreht).

Interferenzringe von innen nach außen:
(110β) 110α (200β) 200α (112β) (220β) 112α (310β) 220α (222β) 310α 222α

Unterstrichen sind die Interferenzen am Äquator, auf die der Pfeil hinweist und welche der Normalrichtung entsprechen.



Geglüht 650°, 20 Min.



Geglüht 840°, 20 Min.

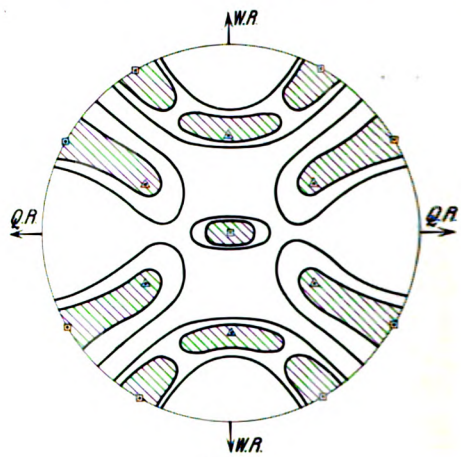
Abb. 7 und 8. Aufnahmen geglühter Elektrolyteisenbleche senkrecht zur Walzebene.

verschiedenen Temperaturen geglüht wurde. Ferner wurden gleichartige Versuche auch an Weicheisen (WW von Krupp) durchgeführt.

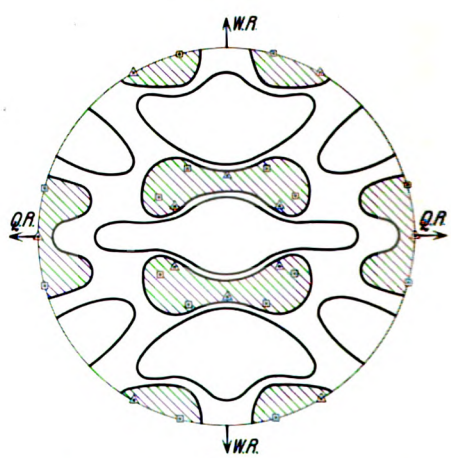
Die Aufnahmen wurden unter den gleichen Bedingungen wie früher[1] mit Mo-Strahlung (55 kV eff., 9 mA, 3 St., 50 mm Abstand) hergestellt. Die Reflexionswinkel der $K\alpha$-Strahlung sind für die in den Aufnahmen sichtbaren Interferenzen von Eisen:

110:10,1°, 220:20,5°,
200:14,3°, 130:23,0°,
112:17,6°, 222:25,4°.

Die Streustrahlung wurde durch eine 0,12 mm starke Aluminiumfolie gut abgefiltert, so daß die Röntgenbilder ganz klar wurden. Zur Aufnahme der Polfiguren wurde ein rechteckiges Plättchen auf etwa 0,035 mm Dicke herabgeätzt, zwischen Deckgläser gesetzt und mit Hilfe



{200}



{110}

Abb. 9 und 10. Flächenpolfiguren der Rekristallisationstextur von Eisenblech.

⊡ = [100] ∥ N. R. — [011] ∼ 15° von W. R. entfernt.
△ = [111] ∥ N. R. — [112] ∥ W. R. — [110] ∥ Q.R.

einer geeigneten Vorrichtung in elf verschiedenen Richtungen durchleuchtet. Die Vorrichtung gestattete auch, das Präparat in seiner Ebene zu bewegen, und zwar längs einer Geraden mit Hilfe einer kurbeltriebähnlichen Vorrichtung. Dadurch konnte die Textur der geglühten Bleche, die sonst ihrer Grobkörnigkeit wegen schwer abzuschätzen war, wesentlich besser erfaßt werden.

Polfiguren wurden für die Lagen der {110}- und {200}-Flächen, und zwar wieder in zwei Intensitätsstufen, konstruiert.

[1] Frhr. v. Göler und G. Sachs: a. a. O.

Digitized by Google

Walztextur. Abb. 1 gibt die Aufnahme des gewalzten Bleches senkrecht zur Walzebene (Grundstellung) wieder. Abb. 2 und 3 bringen die Polfiguren für die Würfelflächen und Dodekaederflächen, und Abb. 4 zeigt zum Vergleich die Polfigur von Wever[1] für die Dodekaederflächen.

Dem äußeren Anblick nach weichen die belegten Bereiche in der Polfigur von Wever (Abb. 4) nur wenig von unserer stärkeren Intensität in Abb. 3 ab. Einen deutlichen Unterschied finden wir nun in der Ebene Walzrichtung—Normalrichtung, wo bei uns auch im Mittelfeld eine ziemlich kräftige Belegung vorhanden ist, während Wever hier eine Lücke läßt. Unser Befund wird besonders gestützt durch eine Aufnahme (Abb. 5), bei der das Blech aus der Grundstellung 64° um die Querrichtung gedreht ist. Diese Aufnahme zeigt auf dem 110-Kreis unten deutlich das ausgedehnte Gebiet erster Intensität.

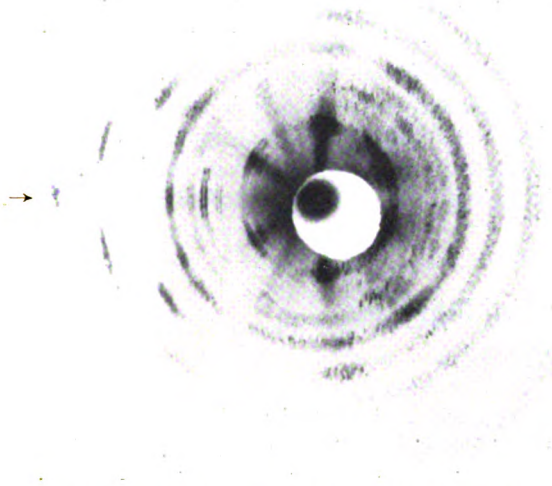


Abb. 11. Schrägaufnahme eines geglühten (650°, 20 Min.) Elektrolyteisenblechs zur Feststellung der Flächenpole in der Normalrichtung (vgl. Abb. 6).

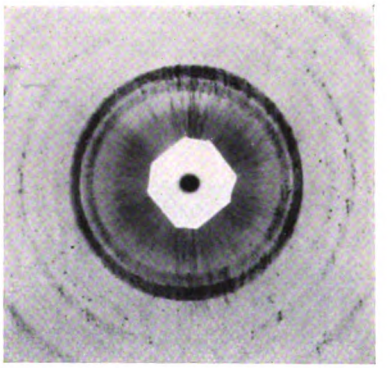
Ferner sind unsere Polfiguren keineswegs mit der einfachen Deutung verträglich, daß die Polfiguren im wesentlichen aus einer Kristallage mit einer Würfelfläche in der Walzebene und einer Flächendiagonalen in der Walzrichtung[2] durch Drehung um die Walzrichtung hervorgehen. Diese durch das Zeichen ⊡ in Abb. 2 und 3 und das Zeichen ● in Abb. 4 gekennzeichnete Lage läßt in der Polfigur der Würfelflächen (Abb. 2) ein Gebiet erster Intensität ganz unerfaßt und gibt auch keinen Anhalt zum Verständnis der Intensitäten zweiten Grades. Die Intensitätsbereiche entsprechen auch keineswegs einem Ausschnitt aus einer Fasertextur.

Das Gesamtbild ist vielmehr nur dann verständlich, wenn wir, wie in Abb. 2 und 3 eingezeichnet, die Überlagerung von drei Kristallagen annehmen, von denen die ersten beiden nahezu gleich stark sind, die dritte dagegen wesentlich schwächer ist:

1. Walzebene ‖ (100), Walzrichtung ‖ [011],
2. „ ‖ (112), „ ‖ [110],
3. „ ‖ (111), „ ‖ [112].

Die Anwesenheit von {200}-Flächen, 112-Flächen und 222-Flächen in der Walzebene wird durch Aufnahmen (mit kleinerem Abstand), z. B. Abb. 6, bewiesen, bei der das Blech aus der Grundstellung um 65 bis 80° um die Walz- oder Querrichtung gedreht ist. Abb. 6 zeigt links am Äquator durch die kräftigen Intensitäten auf den drei Interferenzkreisen das Vorhandensein der betreffenden Kristallflächen in der Walzebene an.

Geglüht 950°, 20 Min. und langsam erkaltet.



Geglüht 1000°, 20 Min. und abgeschreckt.

Abb. 12 und 13. Aufnahmen von Elektrolyteisenblechen, oberhalb der Umwandlungstemperatur geglüht.

Die wiedergegebenen Aufnahmen und Polfiguren beziehen sich auf ein einseitig in rund 20 Stichen von 5 auf 0,08 mm gewalztes Blech. Abwechselndes Walzen in beiden Richtungen, sowie Walzen von drei Blechen aufeinander ergaben stets praktisch gleiche Röntgenaufnahmen. Auch das Abätzen änderte kaum etwas am Röntgenbild. Ferner ist auch die Textur bei Weicheisen nach Abb. 1 und 6 entsprechenden Aufnahmen gleichartig gefunden worden.

Rekristallisationstextur. Glühen bei Temperaturen zwischen 550 und 840° (20 Min.) ergab stets praktisch das gleiche Röntgenbild für die Grundstellung (Abb. 7 und 8), das sich auch in den wesentlichen Zügen mit dem von Glocker[1] gebrachten deckt.

[1] Wever: a. a. O.

[2] Vgl. auch Z. Jeffries: Trans Am. Inst. Min. Met. Eng. Bd. 70, S. 303 bis 327. 1924; S. T. Konobejewski: Z. Phys. Bd. 39, S. 415 bis 426. 1926.

[1] R. Glocker: Materialprüfung mit Röntgenstrahlen. S. 338. Berlin 1927.

Digitized by Google

Die Polfiguren (Abb. 9 und 10) für die Würfelflächen und Dodekaederflächen zeigen aber auch hier wieder, daß die Lagenmannigfaltigkeit mit einer einzigen Kristallage nicht erfaßt werden kann. Es muß vielmehr auch hier neben der von Glocker angegebenen Lage:

1. Walzebene ∥ (100); Walzrichtung ∾ 15° von [011] entfernt, mindestens noch eine zweite angenommen werden:

2. Walzebene ∥ (111); Walzrichtung ∥ (112).

Auch dann noch bleiben ausgedehntere Bereiche zweiter Intensität unerfaßt, welche durch die Anwesenheit einer dritten Lage erklärt werden können:

3. Walzebene ∥ (112); Walzrichtung ∾ 15° von [110] entfernt.

Die letzte Lage ist in den Polfiguren (Abb. 9 und 10) nicht mit eingezeichnet. Der Beweis für die Anwesenheit der angeführten Flächen in der Walzebene läßt sich wieder durch eine entsprechende Aufnahme (Abb. 11) führen, bei der die Reflexionskreise nahezu die Blechnormale schneiden. Am Äquator erkennt man wieder auf allen drei Reflexionskreisen: 200, 112 und 222 die entsprechenden Intensitätsanhäufungen. Das Bild sieht fast wie die entsprechende Aufnahme der Walztextur (Abb. 6) aus, nur ist der 222-Fleck am Äquator wesentlich kräftiger.

Gleiche Aufnahmen wie geglühtes Elektrolyteisen ergab auch geglühtes Weicheisen. Die Lage 2 scheint jedoch verhältnismäßig schwächer zu sein.

Bemerkenswert ist es danach beim Eisen, daß anscheinend zwischen Walz- und Rekristallisationstextur ein einfacher Zusammenhang besteht. Von den Walzlagen ist eine auch im rekristallisierten Blech erhalten geblieben. Die beiden anderen Rekristallisationslagen gehen aus den beiden restlichen Walzlagen durch Drehung in der Walzebene um rund 15° hervor. Die Rekristallisationslagen sind also durch die Walzlagen schon in gewisser Weise vorgezeichnet. Jedoch ist nach der Rekristallisation das Intensitätsverhältnis der Lagen, wenn man sie entsprechend der obigen Kennzeichnung als zusammengehörig ansieht, verschoben.

Die Rekristallisationstextur bleibt eigentümlicherweise auch zum Teil erhalten, wenn oberhalb des Umwandlungspunktes im γ-Gebiet geglüht wird. Aufnahmen der von 950 und 1000° langsam erkalteten Proben lassen nach Abb. 12 trotz der Grobkörnigkeit noch deutlich eine gesetzmäßige Lagerung der Kristalle erkennen, welche anscheinend die gleiche ist wie bei niedriger geglühten Blechen. Und auch eine von 1000° abgeschreckte Blechprobe zeigt entsprechend Abb. 13 noch andeutungsweise eine Textur. Der Umbau des Kristallgitters von der α- in die γ-Modifikation muß danach also in beiden Richtungen unter gesetzmäßiger Orientierung der beiden Modifikationen zueinander vor sich gehen. Zur Klärung dieser Zusammenhänge ist eine Untersuchung an einzelnen Kristallen in Angriff genommen worden.

Der Notgemeinschaft der Deutschen Wissenschaften verdanken wir Mittel zum Ausbau unserer Röntgenanlage.

Über den Mechanismus der Stahlhärtung.

Von **G. Kurdjumow** und **G. Sachs**[1].

Die Härtung von Kohlenstoffstahl durch Abschrecken ist bekanntlich an die Umwandlung des bei hohen Temperaturen beständigen γ-Eisens (Austenit) in das bei Raumtemperatur beständige α-Eisen gebunden. Der Austenit enthält den Kohlenstoff bis zu einem gewissen Höchstbetrag in fester Lösung, während α-Eisen nur eine sehr geringe Menge Kohlenstoff im Gitter zu halten imstande ist.

Beim Abschrecken von Kohlenstoffstahl aus dem γ-Gebiet bleibt die kubisch-flächenzentrierte γ-Phase teilweise erhalten. Zum anderen Teil wandelt sie sich in eine sonst nicht beständige tetragonale Phase um, welche nur wenig von der kubisch-raumzentrierten α-Phase abweicht, aber noch den Kohlenstoff in Lösung enthält[2]. Beim Anlassen baut sich dann die tetragonale Kristallart anscheinend unter Ausscheidung des Kohlenstoffs in das stabile α-Eisen um.

Über den Mechanismus dieser „Martensitumwandlung" ist bisher nichts Sicheres bekannt. Bain[1] stellt sich vor, daß eine tetragonalkörperzentrierte Elementarzelle des Austenits durch Schrumpfung in der einen Richtung und Ausdehnung in den beiden anderen in die kubisch-raumzentrierte des α-Eisens übergeht. Eine Bestätigung für diese Anschauung konnte bisher nicht erbracht werden, es sei denn, daß man die Existenz der tetragonalen Phase dafür nimmt. Diese stellt nämlich einen Zwischenzustand bei diesem Übergang dar. Jeffries[2] vermutet eine Verwachsung von Oktaederflächen des Austenits mit Dodekaederflächen des α-Eisens, wie es auch bei Nickeleisen der Fall ist. Versuche, einen solchen Zusammenhang festzustellen, führten jedoch nicht zu einem eindeutigen Ergebnis.

Unabhängig davon konnte auch im Verlaufe früherer Untersuchungen des einen von uns mit Iwensen[3] beobachtet werden, daß in ursprünglich grobkörnigem Austenit in der Nähe von 111-Flecken des Austenits häufig 011-Flecken der tetragonalen Phase oder des

[1] Original: Z. Phys. Bd. 64, S. 325 bis 343. 1930.

[2] W. L. Fink und E. D. Campbell: Trans. Am. Soc. Steel Treat. Bd. 9, S. 717. 1926; N. Seljakow, G. Kurdjumow und N. Goodzow: Z. Phys. Bd. 45, S. 384 bis 408. 1927; G. Kurdjumow und E. Kaminsky: ebenda Bd. 53, S. 696 bis 707. 1929; G. Kurdjumow: ebenda Bd. 55, S. 187 bis 198. 1929; K. Honda und S. Sekito: Sc. Reports Tohoku Imp. Univ. Bd. 17, S. 743 bis 760. 1928; S. Sekito: ebenda Bd. 18, S. 69 bis 77. 1929; F. Wever: Naturwissensch. Bd. 18, S. 452 bis 459. 1930.

[1] E. C. Bain: Trans. Am. Inst. Min. Met. Eng. Bd. 70. S. 25 bis 46. 1924.

[2] Z. Jeffries: Trans. Am. Soc. Steel Treat. Bd. 13. S. 369 bis 404. 1928.

[3] A. A. Iwensen und G. W. Kurdjumow: Vortrag a. d. 2. Kongreß für Metallkunde in Moskau am 6. Mai 1930.

Digitized by Google

α-Eisens auftraten. Dies ist dahin zu deuten, daß diese beiden Flächen einander parallel liegen. Für die Entstehung einer solchen gesetzmäßigen Orientierung wurde ferner die Vorstellung aufgestellt, daß der Übergang durch eine mechanische Schiebung längs der Oktaederfläche erfolgt, welche nach einer zusätzlichen Verzerrung das flächenzentrierte Gitter in ein raumzentriertes (tetragonales oder kubisches) überführt. Dadurch würde sich auch die bekannte Tatsache erklären, daß der Umwandlungsvorgang in starkem Maße von mechanischen Vorgängen beeinflußt wird. Eingehende Untersuchungen führten auch Scheil[1] zu der Annahme, daß besonders Schubkräfte die Martensitumwandlung fördern.

Eine begründete Vorstellung von dem Mechanismus der Martensitumwandlung kann danach aufgestellt werden, wenn die genaue Orientierung der tetragonalen Phase zum Austenit bekannt ist. Diese Aufgabe wurde durch die Herstellung einzelner Austenitkristalle, die in Wasser abgeschreckt und Röntgenuntersuchungen unterworfen wurden, gelöst. In dem teilweise umgewandelten Austenitkristall sind die Teilchen der tetragonalen Phase bzw. des α-Eisens streng gesetzmäßig eingelagert. Dem allgemeinsten Fall kubischer Symmetrie entsprechend kommt diese Lage in 24facher Vervielfältigung vor. Ihre Entstehung kann in der Tat auf Schiebungen zurückgeführt werden, welche allerdings verwickelter sind als ursprünglich angenommen wurde. Der in Wirklichkeit eintretende Gitterumbau ist vor anderen Möglichkeiten durch einen besonders kurzen Weg ausgezeichnet.

Herstellung gehärteter Austenitkristalle. Ein großer Kristall von Austenit konnte nach einigen Vorversuchen durch langsame Erstarrung hergestellt werden. In einem Tonerdetiegel von rund 10 mm Innendurchmesser wurde in einem mit gereinigtem Stickstoff beschickten Kohlerohrofen ein Stangenabschnitt von 9,5 mm Durchmesser eines Stahles mit rund 1,4% C bei 1600° C eingeschmolzen[2]. Der Tiegel wurde dann an eine Stelle starken Temperaturgefälles gebracht und die Temperatur (der Ofenmitte) auf rund 1100° erniedrigt. Nach etwa $1^1/_2$ St. wurde der Tiegel herausgezogen, in Wasser geworfen und zerschlagen.

Der auf diese Weise gewonnene Stab von 10 mm Durchmesser und 70 mm Länge brach leicht unter Hammerschlägen, wobei er sich etwas deformierte. Die Bruchflächen waren uneben und rauh, zeigten aber nichtsdestoweniger ausgesprochene kristallographische Reflexe, ähnlich wie geätzte Aluminiumkristalle, und zwar anscheinend von Würfelflächen.

Der Kristallstab war nicht dicht, sondern wies an den Bruchstellen, besonders im oberen Teil entsprechend Abb. 1, röhrenförmige, parallele Hohlräume mit zackigen Rändern auf, die zur Stabachse um einen gewissen Winkel geneigt waren. Bei näherer Betrachtung erwiesen sie sich als Folge des dendritischen Aufbaues der Probe, welcher auch, wie Abb. 2 zeigt, bei einem geätzten Längsschnitt deutlich hervortritt.

[1] E. Scheil: Arch. Eisenhüttenwes. Bd. 2, S. 375. 1928/29; Z. anorg. Chem. Bd. 183, S. 98 bis 120. 1929.

[2] Der Firma F. Krupp, Essen, sowie den Herren Prof. Deiß und Prof. Hanemann sind wir für Überlassung geeigneten Materials zu Dank verpflichtet.

Das Gefüge der Kristallprobe erwies sich als martensitisch. Abb. 3 zeigt ein Schliffbild mit der kennzeichnenden Nadelstruktur.

Aus dem Kristallstab wurden dann durch Schleifen und Ätzen für Röntgenuntersuchungen runde und flache Stäbchen von einigen Millimetern Länge und einigen

Abb. 1. Bruchfläche eines abgeschreckten Austenitkristalls mit dendritischen Hohlräumen (2,5mal vergrößert).

Abb. 2. Makroschliffbild eines abgeschreckten Austenitkristalls (geätzt mit 2% alk. HNO_3; 2mal vergrößert).

$^1/_{10}$ mm Stärke herausgearbeitet. Dabei wurde die Längsachse dieser Stäbchen möglichst parallel den dendritischen Zeichnungen gehalten. Drehaufnahmen (Fe-Strahlung)[1] solcher Proben ergaben dann gemäß Abb. 4 zunächst stets die einem regulär-flächenzentrierten Kristall bei Drehung um eine Würfelkante zugehörigen Interferenzen. Es sind dies besonders auf dem Äquator die 200- und 220-Flecken. Außerdem finden sich eine

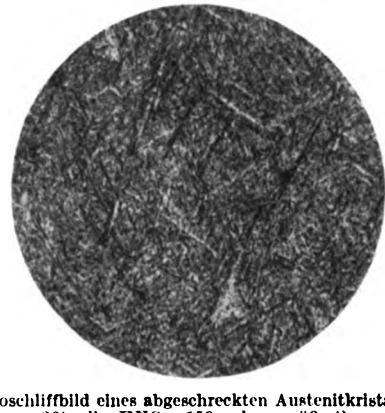


Abb. 3. Mikroschliffbild eines abgeschreckten Austenitkristalls (geätzt mit 2% alk. HNO_3; 150mal vergrößert).

größere Zahl der Interferenzen eines tetragonalen Zwischengitters mit $c/a \sim 1{,}06$ stets in der gleichen symmetrischen Anordnung vor. Die 011- und 110-Kreise des tetragonalen Gitters fallen bei der geringen Auflösung der Aufnahmen praktisch mit dem 111-Kreis des Austenits zusammen. Charakteristisch für das tetragonale Gitter sind besonders die 002- und 200-Flecken, die sich zu je zweien übereinander dicht über und unter

[1] Die Aufnahmen sind mit einer Müller-Kreuzfokus-Röhre mit Fe-Antikathode, die an einen Seifert-Spektroanalytapparat angeschlossen war, gemacht worden. Aufnahmebedingungen: 40 kV, 20 mA, 2 St., Kamera 57 mm Durchmesser.

Digitized by Google

dem Äquator vorfinden. Bisweilen fanden sich auch an Stelle der tetragonalen Interferenzen in nahezu gleicher Anordnung die Interferenzen des α-Eisens vor, vermutlich infolge Erwärmung der Proben beim Schleifen und Ätzen.

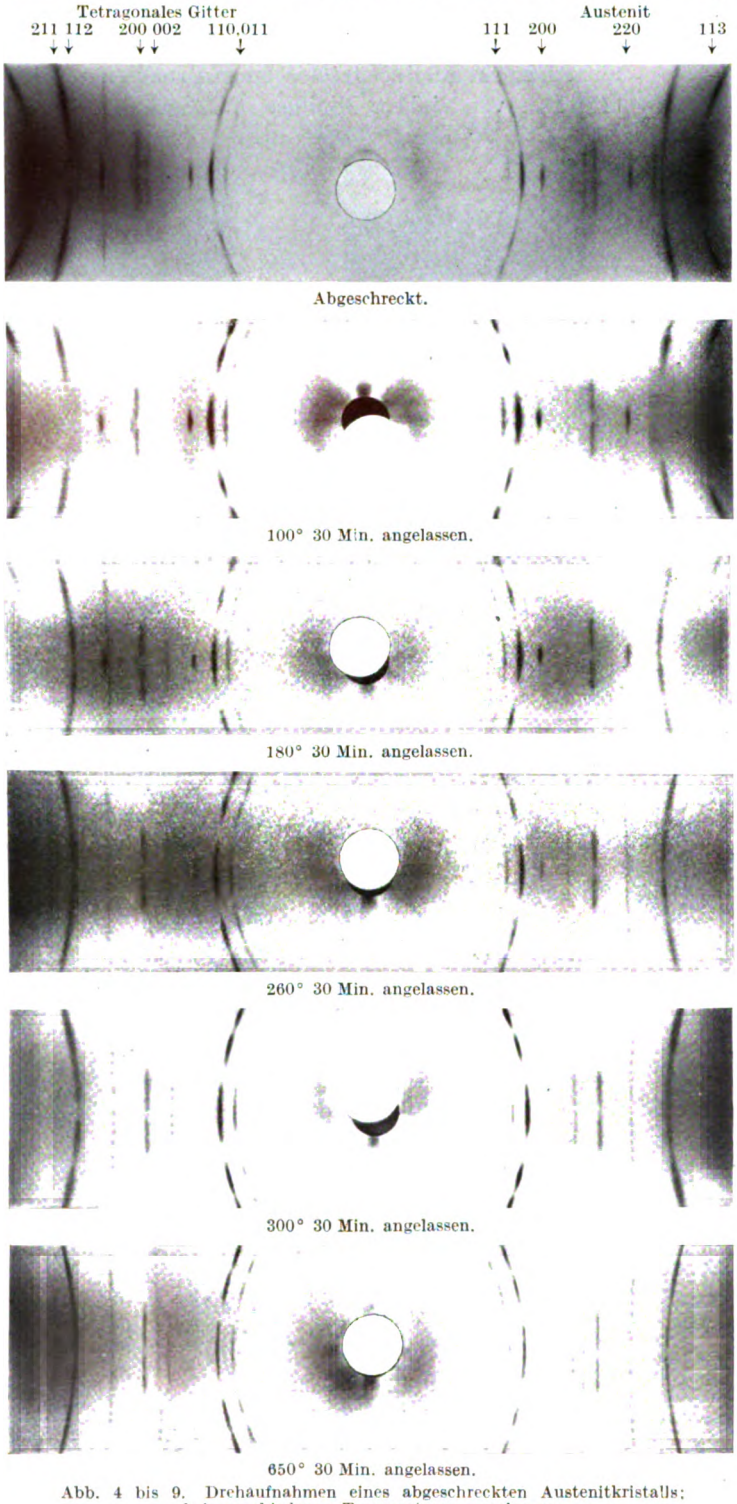


Abb. 4 bis 9. Drehaufnahmen eines abgeschreckten Austenitkristalls; bei verschiedenen Temperaturen angelassen.

Die symmetrische Anordnung der Interferenzflecken zeigt, daß die Kristalle der tetragonalen Phase und des α-Eisens gesetzmäßig zum Austenit-Mutterkristall angeordnet sind. Die große Zahl der Flecken weist aber darauf hin, daß die Anordnung eine ziemlich verwickelte sein muß.

Veränderungen beim Anlassen. Zunächst wurde ein Probe mit tetragonalem Gitter bei verschiedenen Temperaturen angelassen und hiervon Drehaufnahmen hergestellt. Abb. 4 bis 9 bringen eine Auswahl davon, und Tab. 1 gibt eine Zusammenstellung der aus den Röntgenaufnahmen möglichen Feststellungen.

Beim Anlassen auf 100° geht, wie bekannt[1], das tetragonale Gitter allmählich in

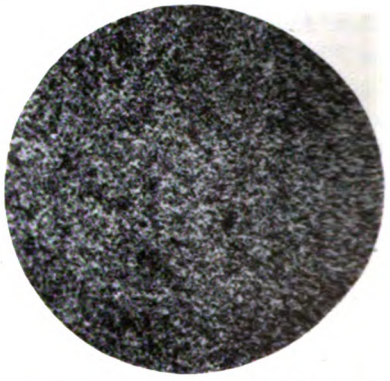


Abb. 10. Mikroschliffbild eines abgeschreckten und auf 650° angelassenen Austenitkristalls.

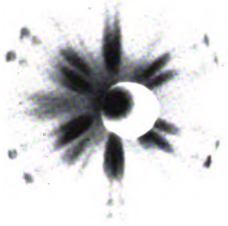
das kubische des α-Eisens über. Dies äußert sich in den Aufnahmen (Abb. 5) darin, daß die tetragonalen 002-Reflexe allmählich verschwinden, während die 200-Reflexe stärker werden, da diese für das tetragonale und kubische Gitter praktisch zusammenfallen. Kleine Ortsveränderungen sind erst bei genauerem Ausmessen festzustellen. Ferner trennen sich die 111-Reflexe des Austenits von den 011-Reflexen des α-Eisens. Diese Tatsachen beweisen auch ohne genauere Ausmessung, daß das neue kubische Gitter ein kleineres Volumen als das tetragonale hat; der

[1] G. Kurdjumow und E. Kaminsky: Z. Phys. Bd. 53, S. 696 bis 707. 1929; G. Kurdjumow: ebenda Bd. 55, S. 187 bis 198. 1929.

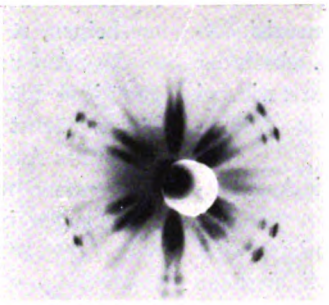
Tabelle 1. Zustand eines Austenitkristalls nach dem Abschrecken und Anlassen.

Behandlung	Phasenzusammensetzung	Bemerkungen
Abgeschreckt	Austenit + Tetragonales Gitter	Stark verschleierte Aufnahmen
100°, 30 Min. angelassen	Austenit + Tetragonales Gitter (+ α-Eisen)	
+ 100°, 60 Min. angelassen	Austenit + Tetragonale Phase + α-Eisen	Mit wachsender Anlaßtemperatur zunehmende Verschärfung der Interferenzen des α-Eisens
+ 180°, 30 Min. angelassen	Austenit + α-Eisen	
+ 260°, 30 Min. angelassen	(Austenit +) α-Eisen	
+ 300°, 30 Min. angelassen	α-Eisen	
+ 500°, 30 Min. angelassen	α-Eisen + Zementit	Klarere Aufnahmen
+ 650°, 30 Min. angelassen		

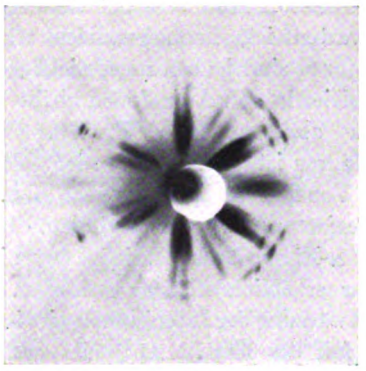
Digitized by Google



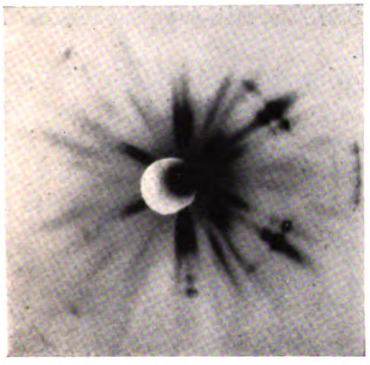
−47,5°



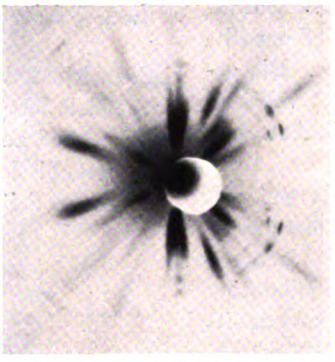
−42,5°



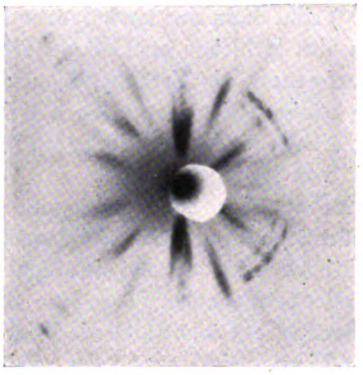
−37,5°



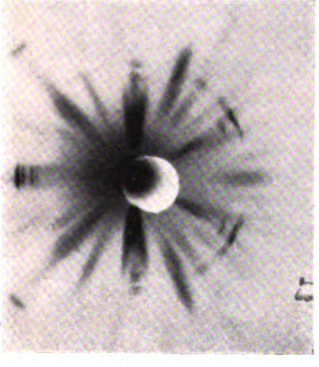
−32,5°



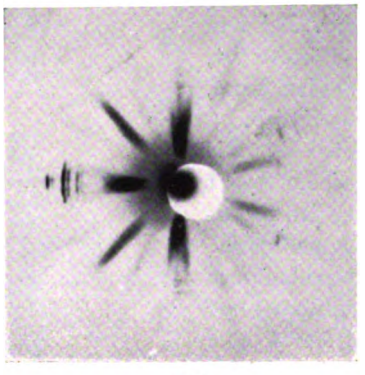
−27,5°



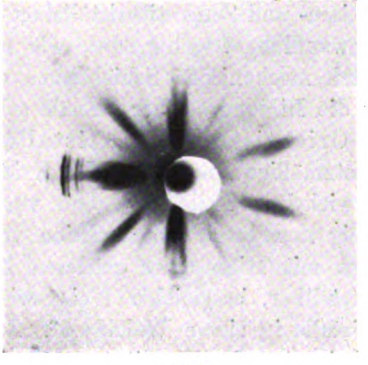
−22,5°



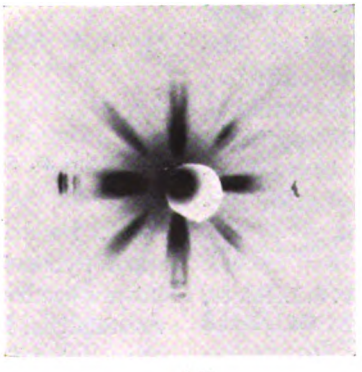
−17,5°



−12,5°



−7,5°



−2,5°

Abb. 11 bis 20. Röntgenaufnahmen eines teilweise in Martensit zerfallenen Austenitkristalls in verschiedenen Richtungen (die 0-Lage entspricht annähernd einer Aufnahme in der Richtung einer Würfelkante des Austenits, ± 45° annähernd in der Richtung einer Flächendiagonale).

Digitized by Google

Kohlenstoff muß also bei diesem Übergang, wie es zu erwarten ist, herausgeworfen werden. Zementitinterferenzen sind jedoch noch nicht festzustellen. Auch der Schleier in den Aufnahmen bleibt ähnlich stark wie bei den abgeschreckten Proben. Worauf dies zurückzuführen ist, ist zunächst nicht klar.

Von 260° ab beginnen nach Abb. 7 und 8 die Austenitinterferenzen zu verschwinden. Das Interferenzmuster des α-Eisens ändert seinen Ort nicht; die Linien sind aber erheblich schärfer geworden. Eine kontinuierliche Schwärzung der Interferenzkreise ist nicht erkennbar. Der Zerfall des letzten Austenits muß also wieder in der gleichen gesetzmäßigen Weise erfolgen. Bis 300° finden sich immer noch keine Zementitinterferenzen, und auch der Schleier ist kaum weniger schwach geworden.

Beim Anlassen auf höhere Temperaturen (500 und 600°) sind dann nur noch gemäß Abb. 9 das Verschwinden des Schleiers und das Auftreten von Zementitinterferenzen als Veränderungen zu erkennen. Die gesetzmäßige Orientierung der α-Kristalle bleibt vollständig erhalten. Ein Schliff (Abb. 10) zeigt die Anwesenheit von körnigem Perlit.

Bekanntlich beobachtet man beim Anlassen von gehärtetem Stahl drei Volumeneffekte. Die erste Kontraktion bei 100° erklärt sich ohne weiteres als Übergang von der tetragonalen Phase zum a-Eisen. Die Dilatation gegen 250° entsteht durch die Umwandlung des Austenits in α-Eisen. Die Ursache der zweiten, starken Kontraktion gegen 300° ist jedoch nicht klar. Immerhin scheint sie der Bildung röntgenographisch feststellbarer Zementitkriställchen zu entsprechen. Es liegt nahe, dabei an ein Schließen von Lücken infolge der Koagulation der α-Eisen- und Zementitkriställchen zu denken[1]. Bei dem Umwandlungsvorgang, der, wie noch zu erörtern ist, durch mechanische Schiebungen erklärt werden kann, ist die Bildung solcher Kanäle sehr wahrscheinlich.

Orientierung der Kristalle im Martensit. Die gesetzmäßige Anordnung der Kristalle in einem derart verwickelten Falle, wie dem vorliegenden, ist zuverlässig nur durch Konstruktion von Flächenpolfiguren, etwa mit Hilfe einer größeren Zahl von Aufnahmen feststellbar, in gleicher Weise wie die Anordnung der Kristalle in einem Walzblech[2]. Zu diesem Zweck sind von je einer Probe mit tetragonalen und mit α-Eisenkristallen 10 bis 15 Aufnahmen in verschiedenen Richtungen hergestellt worden, wobei die Proben um ihre — wieder zum Röntgenstrahl senkrecht orientierte — Längsrichtung insgesamt um 45 bis 60° gedreht wurden. Daß dabei in monochromatischem Röntgenlicht (Mo-Strahlung)[3] überhaupt Röntgeninterferenzen auftreten, liegt daran, daß hier keine idealen Kristalle vorliegen, sondern die Kristallflächen um einige Grade verkrümmt sind. Abb. 11 bis 20 geben zunächst eine Auswahl solcher Aufnahmen für eine Probe mit tetragonalen Einlagerungen wieder. (Daß in diesen viele Flecken doppelt erscheinen, rührt von der Form des Präparates her.)

Das Aufsuchen der zu den Röntgeninterferenzen zugehörigen Flächenlagen in stereographischer Projektion läßt zunächst erkennen, daß das Einrichten der Würfelkante des Austenits senkrecht zum Röntgenstrahl nicht vollkommen war. Durch entsprechende, geringe Drehbewegungen in der stereographischen Projektion kann

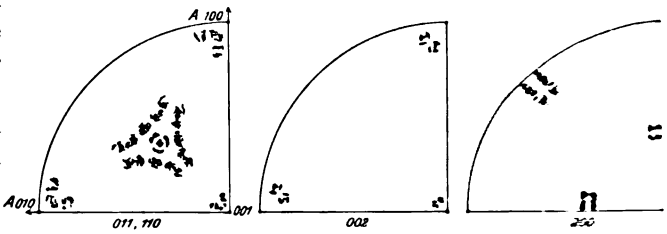


Abb. 21 bis 23. Austenitkristall mit tetragonalen Einlagerungen. Auswertung der Röntgenaufnahmen in stereographischer Projektion.

jedoch leicht der experimentelle Befund für eine genau symmetrische Lage des Austenitkristalls dargestellt werden, und zwar naturgemäß am besten so, daß in der stereographischen Projektion am Pol, im Mittelpunkt und an der Seite je eine Kristallachse des Austenits aus-

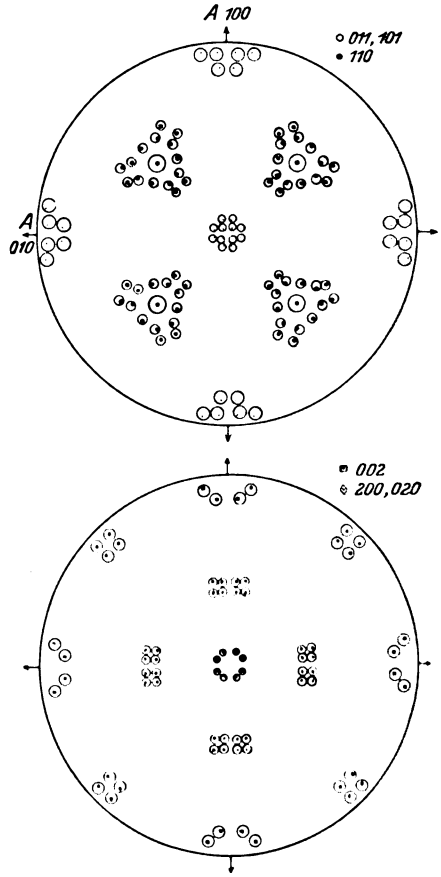


Abb. 24 und 25. Flächenpolfiguren für die Orientierung der tetragonalen Kristalle zum Austenit.

sticht. Da der ganze Vorgang offensichtlich der kubischen Symmetrie entsprechen muß, führen dann die entsprechenden Symmetrieoperationen zu einem sehr vollständigen Bilde der vorhandenen Flächenlagen, den sogenannten Flächenpolfiguren.

Abb. 21 bis 23 zeigen zunächst den auf diese Weise gewonnenen, unmittelbaren experimentellen Befund für

[1] G. Tammann und E. Scheil: Z. anorg. Chem. Bd. 157, S. 1 bis 21. 1926.

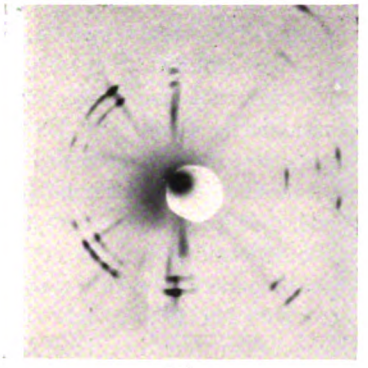
[2] Vgl. G. Sachs und E. Schiebold: Z. V. d. I. Bd. 69, S. 1557 bis 1561, 1601 bis 1604. 1925; Frhr. v. Göler und G. Sachs: Z. Phys. Bd. 41, S. 873 bis 888. 1927.

[3] Die Aufnahmen sind unter den gleichen Bedingungen wie früher durchgeführt; vgl. G. Kurdjumow und G. Sachs: Z. Phys. Bd. 62 S. 592 bis 599. 1930.

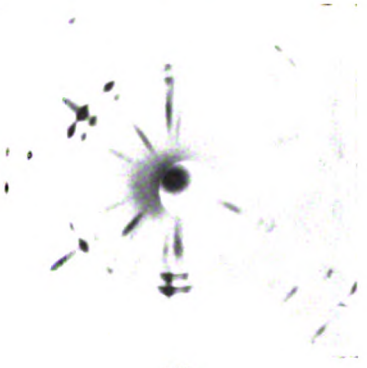
Digitized by Google

je einen Quadranten der Polfiguren, und zwar Abb. 21 für die 110- und 011-Flächen, die nicht unterscheidbar sind, Abb. 22 für die 002-Flächen und Abb. 23 für die 200-Flächen der tetragonalen Kristalle. In Abb. 24 und 25 sind dann die danach gezeichneten Flächenpolfiguren wiedergegeben.

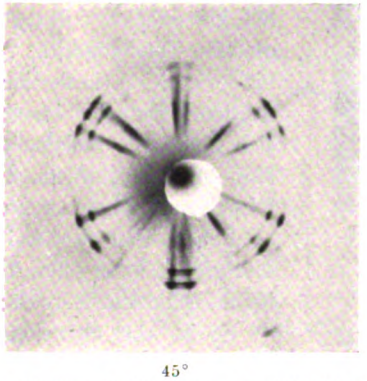
In gleicher Weise sind auch für einen teilweise in α-Eisen zerfallenen Austenitkristall die Kristallorientierungen bestimmt worden. Abb. 26 bis 28 zeigen wieder einige Aufnahmen. Die Winkelangaben entsprechen



20°



30°



45°

Abb. 26 bis 28. Röntgenaufnahmen eines Austenitkristalls mit Einlagerungen an α-Eisenkristallen.

nahe denjenigen für die Probe mit tetragonalen Kristallen. Die Unterschiede der entsprechenden Aufnahmen sind gering. Auch die Flächenpolfiguren für die α-Eisenkristalle (Abb. 29 und 30) zeigen ein sehr ähnliches Bild wie für die tetragonalen Kristalle.

Die in Abb. 24 und 25 bzw. Abb. 29 und 30 eingetragenen Punkte entsprechen einer einfachen Kristallage, welche dem allgemeinsten Fall kubischer Symmetrie entsprechend 24mal vorkommt. Wie ersichtlich, wird der experimentelle Befund durch diese Kristallage recht gut wiedergegeben. Die Lage ist dadurch gekennzeichnet, daß der aus Tab. 2 ersichtliche Zusammenhang zwischen dem Gitter des Austenits und dem der tetragonalen Phase bzw. dem des α-Eisens besteht.

Tabelle 2. Orientierungszusammenhang zwischen Austenit, tetragonaler Phase und α-Eisen.

Tetragonale Phase zu Austenit				α-Eisen zu Austenit			
(011)	∥	(111)		(011)	∥	(111)	
[111]	∥	[101]		[111]	∥	[101]	
(001)	9°	von	{100}	(001)	10,5°	von	{100}
(100)	4,5°	von	{110}	(100)	5,5°	von	{110}
(010)	8°	von	{110}	(010)	10°	von	{110}

Der Mechanismus der Martensitumwandlung. Die Kristalle der tetragonalen Phase und des α-Eisens

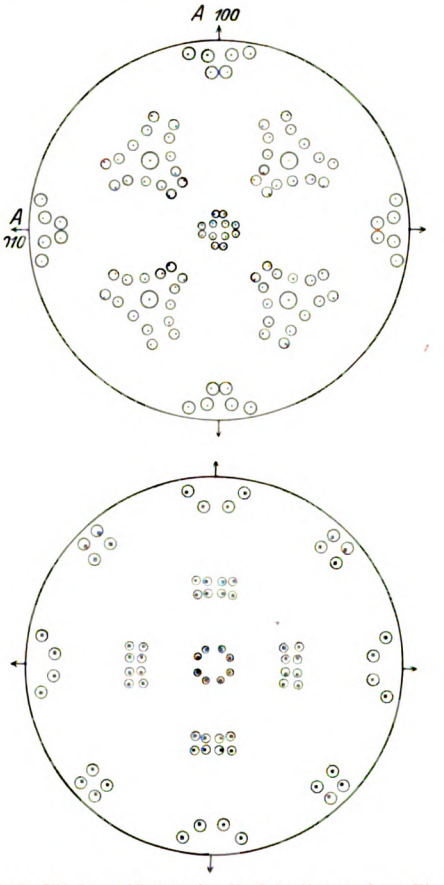


Abb. 29 und 30. Flächenpolfiguren für die Orientierung der α-Eisenkristalle zum Austenit.

liegen also mit einer {101}-Fläche einer (111)-Fläche des Austenits und mit einer $[1\bar{1}1]$-Richtung einer $[10\bar{1}]$-Richtung des Austenits parallel.

Diese Orientierung kann man sich in folgender Weise durch einfache Schiebungen, verbunden mit geringen Dimensionsänderungen entstanden denken:

Zwischen dem kubisch-flächenzentrierten Gitter und dem tetragonal- bzw. kubisch-raumzentrierten Gitter besteht ein anschaulicher Zusammenhang, wenn gemäß Abb. 31 bestimmte Elementarzellen anderer Symmetrie ins Auge gefaßt werden. Für das flächenzentrierte Gitter wählen wir eine Zelle mit einer {111}-Fläche als Basis, und für die raumzentrierten eine Zelle mit einer {011}-Fläche als Basis. Fassen wir die Kanten dieser Zelle als neue Achsen auf, so können wir z. B. das kubisch-

Digitized by Google

flächenzentrierte Gitter als trigonal mit drei Atomen in der Elementarzelle auffassen, mit den Koordinaten 000, $\frac{2}{3}, \frac{1}{3}, \frac{1}{3}, \frac{1}{3}, \frac{2}{3}, \frac{2}{3}$. Abb. 31 gibt die Abmessungen, Winkelbezeichnungen und Atomlagen für diese Zellen an. Für das tetragonale Gitter ist dabei als Achsenverhältnis $c/a = 1{,}06$ zugrunde gelegt.

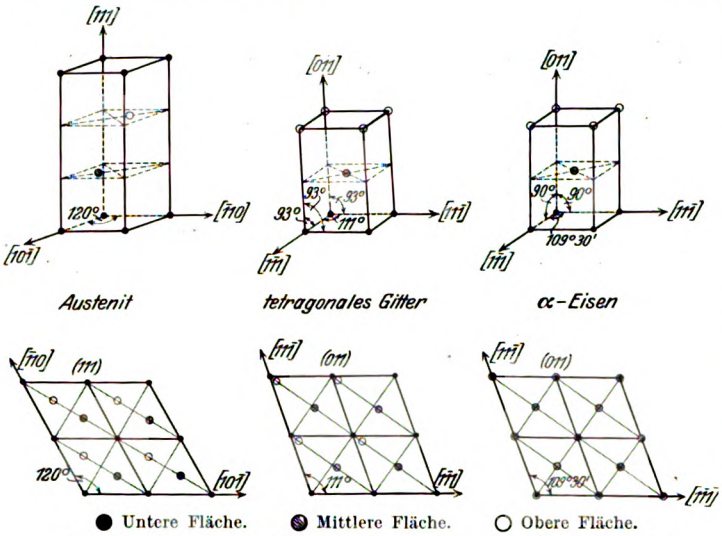


Abb. 31 und 32. Gitterbeziehungen bei der Martensitumwandlung von Stahl.

Abb. 32 stellt weiterhin die Projektionen der Atome auf die Grundflächen dieser Zellen dar. Die verschiedene Schraffur der die Atome veranschaulichenden Punkte deutet ihre verschiedene Höhenlage an. Man erkennt nun aus Abb. 32, daß man sich gemäß der ursprünglichen Vorstellung des einen von uns mit Iwensen das körperzentrierte Gitter aus dem flächenzentrierten dadurch entstanden denken kann, daß 1. die (111)-Flächen des flächenzentrierten Gitters in verschiedener Höhenlage gegeneinander in der [211]-Richtung eine einfache Schiebung erleiden, und 2. die Basisrhomben ihre Winkel und in geringem Maße ihre Abmessungen ändern. Die (111)-Fläche des Austenits wird damit zur (011)-Fläche des raumzentrierten Gitters.

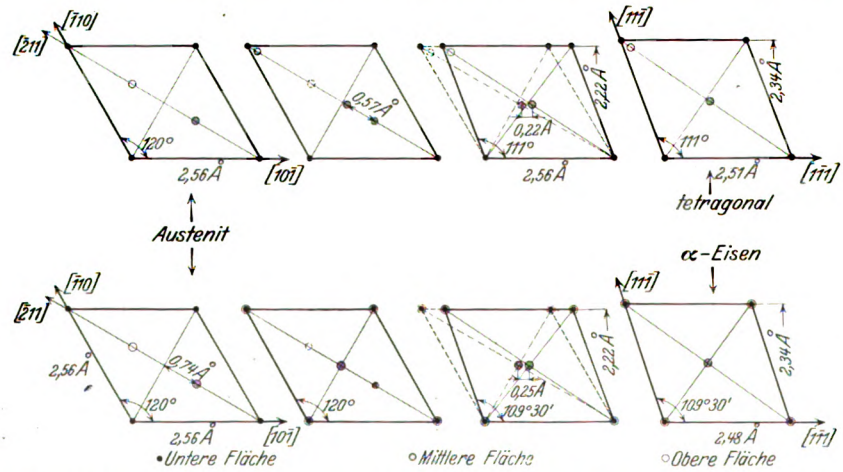


Abb. 33 und 34. Übergang vom kubisch-flächenzentrierten Austenit in ein raumzentriertes tetragonales und kubisches Gitter durch einfache Schiebungen.

Die vorliegende Untersuchung zeigt nun weiterhin, daß die Richtung [101] des Austenits parallel der Richtung [111] der raumzentrierten Gitter bleibt, d. h. daß eine Kante der Grundfläche (Abb. 33 und 34) in ihrer Lage erhalten bleibt. Die zunächst als Verzerrung der Grundfläche angesehene Umformung läßt sich danach, wie Abb. 33 und 34 zeigen, einfacher ebenfalls als einfache Schiebung auffassen. Abb. 33 und 34a geben zunächst wieder die Projektion des flächenzentrierten Gitters wieder, Abb. 33 und 34b veranschaulichen, wie es durch einfache Schiebung mit (111) als Gleitfläche und [211] als Gleitrichtung in die erste Zwischenform übergeht. Abb. 33 und 34c zeigen dann das Ergebnis der zweiten Schiebung, wo als Gleitfläche die spätere (211)-Fläche des körperzentrierten Gitters wirksam wird, die im kubischen Gitter senkrecht, im tetragonalen annähernd senkrecht zur Bildebene steht. In flächenzentrierten Gitter hat diese Fläche keine ausgezeichnete Bedeutung mehr. Abb. 33 und 34d veranschaulichen schließlich die Dimensionsänderungen, die zum endgültigen körperzentrierten Gitter führen. Es ist bemerkenswert, daß diese besonders beim Übergang vom Austenit zum tetragonalen Gitter sehr klein sind und im wesentlichen nur in einer Ausdehnung in der im Bilde senkrechten Richtung bestehen.

Natürlich wird man sich die Umwandlung nicht so zu denken haben, daß diese drei Stufen nacheinander durchlaufen werden, sondern daß die aus ihrer Überlagerung resultierende Bewegung eintritt. Diese ist dadurch vor anderen geometrischen Umbaumöglichkeiten ausgezeichnet, daß die Atome auf dem kürzesten Wege auf ihre endgültigen Plätze gelangen.

Die Ausscheidung des Kohlenstoffs. Es bleibt noch vor allem die Frage nach dem Mechanismus des Überganges vom tetragonalen Gitter in das des α-Eisens offen.

Es wäre einmal denkbar, daß der Kohlenstoff durch Diffusion allmählich herausgeht, derart, daß alle Stadien der Tetragonalität von $c/a = 1{,}06$ bis $c/a = 1$ kontinuierlich durchlaufen werden. Da die einzelnen Teilchen sich nicht alle gleichzeitig umzuwandeln brauchen, würde die Probe infolgedessen inhomogen werden. Ein ähnlicher Fall ist bei einer übersättigten Kupfer-Aluminiumlegierung beim Anlassen festgestellt worden[1].

Es ist aber ebensogut vorstellbar, daß bei Einleitung der Ausscheidung diese örtlich spontan bis zur Sättigungsgrenze abläuft. Ein solcher Mechanismus wurde schon bei der Ausscheidung von Kupfer aus übersättigten Silbermischkristallen festgestellt[2], sowie bei der Umwandlung des kubischen AuCu-Mischkristalls in die tetragonale Form als wahrscheinlich nachgewiesen[3].

[1] Frhr. v. Göler und G. Sachs: Metallwirtsch. Bd. 8, S. 671 bis 680. 1929.

[2] N. Ageew und G. Sachs: Z. Phys. Bd. 63, S. 293 bis 303. 1930.

[3] K. Ohshima und G. Sachs: Z. Phys. Bd. 63, S. 210 bis 223. 1930.

Digitized by Google

Es ist nicht notwendig, diese beiden Fälle als wirkliche Gegensätze aufzufassen. Der jeweilige Zustand des Materials wird ja durch zwei Faktoren bedingt: die Menge des Materials, die in der Zeiteinheit umwandlungsfähig wird, und die Geschwindigkeit, mit der die Ausscheidung des Kohlenstoffs abläuft. Ist die letztere verhältnismäßig klein, so erscheint der Vorgang kontinuierlich, ist sie groß, so haben Zwischenkonzentrationen eine geringe Wahrscheinlichkeit. Letzteres ist besonders dann zu erwarten, wenn durch die Umwandlung viel Wärme frei wird, welche den Vorgang beschleunigt.

Immerhin erscheint es für das Verständnis der Eigenschaften von gehärtetem und vergütetem Stahl von Interesse, den genauen Mechanismus aller Vorgänge kennenzulernen, also im vorliegenden Falle festzustellen, ob der Vorgang dem einen oder anderen Grenzfall nahekommt.

Das Röntgenbild erlaubt hier eine Entscheidung, wenn es beim Zerfall erkennen läßt, ob die Linien des tetragonalen Gitters nach mittleren Konzentrationen hin verwaschen werden, oder ob neben den tetragonalen Interferenzen unmittelbar die kubischen entstehen.

Die bisherigen Beobachtungen wurden im ersteren Sinne gedeutet[1]. Beim Anlassen auf 100° entsteht in Debyeaufnahmen ein kontinuierlicher Untergrund zwischen den 011- und 110-Interferenzen. Das tetragonale Gitter würde danach beim Anlassen alle Stadien der Tetragonalität von $c/a = 1{,}06$ bis $c/a = 1$ und die verschiedensten Konzentrationen an Kohlenstoff durchlaufen. Jedoch erschien nachträglich die Verwischung der Interferenzlinien in den Aufnahmen nicht genügend klar, um besonders diese letztere Schlußfolgerung zu ermöglichen.

Es wurde daher eine Kristallprobe bei 100° verschiedene Zeiten angelassen, und mit Hilfe einer einfachen Vorrichtung jedesmal so eingerichtet, daß im Röntgenbild die Interferenzen der 002-Flächen erschienen. Deren Abstand erleidet beim Übergang vom tetragonalen in das kubische Gitter die stärkste Veränderung von rund 6% und ergibt damit den günstigsten Fall für die Entscheidung der angeschnittenen Frage.

Die Röntgenaufnahmen (Abb. 35) zeigen nun, daß beim Anlassen neben den tetragonalen 002-Flecken bald die kubischen verhältnismäßig scharf erscheinen und allmählich die ganze Intensität übernehmen. Der Übergang erfolgt also besonders im Anfang sprunghaft. Weiterhin tritt aber nach Abb. 35 allmählich eine Verbreiterung und Ortsveränderung der Restflecken ein. Ein Bruchteil der tetragonalen Phase scheint danach seinen Parameter und damit auch den Kohlenstoffgehalt kontinuierlich zu ändern. Über die Einzelheiten dieses Vorganges soll eine genauere in Angriff genommene Untersuchung Aufschluß geben.

Der zeitliche Ablauf des Gitterumbaues wurde noch in der Weise festzustellen versucht, daß von vier Beobachtern unabhängig das Intensitätsverhältnis der tetragonalen zu den kubischen 002-Flecken in Abb 35 geschätzt wurde. Die auf etwa ± 5% übereinstimmenden Mittelwerte dieser Schätzungen liegen nach Abb. 36 annähernd auf einer logarithmischen Kurve.

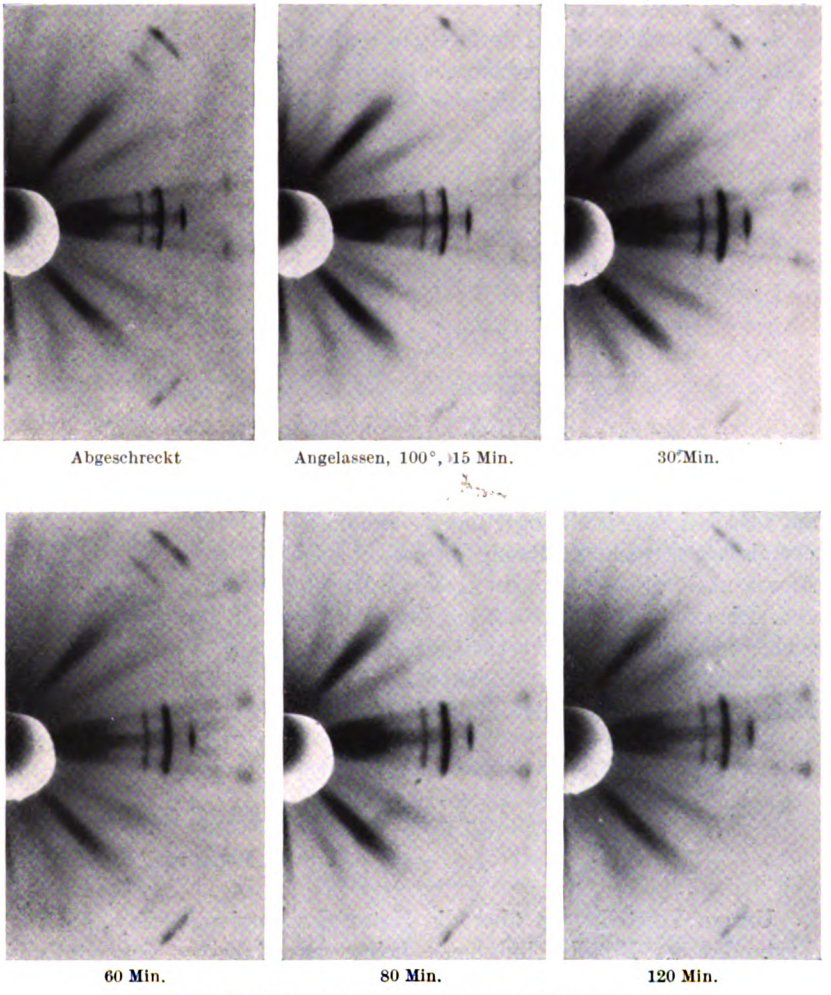


Abb. 35. Zerfall des tetragonalen Gitters in gehärtetem Stahl.

Das Wesen der Stahlhärtung. Mit Martensit bezeichnet man zweckmäßig zunächst nur den durch große Härte ausgezeichneten Bestandteil in gehärtetem Stahl, der die typische Martensitnadelstruktur aufweist (vgl. Abb. 3). Da die Härte und das Gefüge des abgeschreckten Stahls beim Anlassen zum größten Teil noch bis über 250° erhalten bleiben[1], müssen wir danach auch das Existenzgebiet des Martensits etwa bis zu dieser Temperatur annehmen.

In Bestätigung früherer Arbeiten zeigt sich auch hier wieder, daß dem martensitischen Zustand keine be-

[1] G. Kurdjumow und E. Kaminsky: a. a. O.; G. Kurdjumow: a. a. O.

[1] H. Hanemann und L. Traeger: Stahleisen Bd. 46, S. 1508 bis 1514. 1926.

Digitized by Google

stimmte Phasenzusammensetzung zugeschrieben werden kann. Die Eigenschaften des gehärteten Stahls ändern sich nur in geringem Maße, wenn die tetragonale Phase in die kubische übergeht, die sich ihrerseits kristallgeometrisch nicht nachweislich von α-Eisen unterscheidet.

Die Ursache für die große Härte des Martensits kann danach nur im gehärteten Zustande der bei der Martensitumwandlung entstehenden Kristalle gesucht werden.

Das Röntgenbild ergibt für eine Kennzeichnung des Martensits nach den bisher vorliegenden Untersuchungen zwei Merkmale:

1. die Unschärfe der Interferenzen und
2. die starke Streustrahlung, verbunden mit einer geringen Intensität hochindizierter Interferenzen.

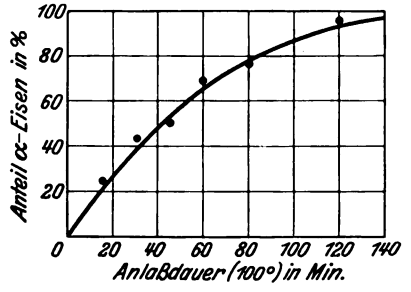


Abb. 36. Umwandlung der tetragonalen Phase in α-Eisen bei 100° C.

Eine Linienverwischung kann allgemein entweder auf sehr kleine Kristalle oder auf die Inhomogenität der chemischen Zusammensetzung oder schließlich auf die Anwesenheit innerer Spannungen zurückgeführt werden. Die ersten beiden Tatsachen sind nach unseren Versuchen noch nicht mit Sicherheit anzunehmen. Dagegen ist die Anwesenheit innerer Spannungen in gehärtetem Material außer Zweifel. Auch daß die Linienschärfe etwa von 150° ab merklich und[1] mit steigender Temperatur langsam zunimmt, entspricht der Tatsache, daß sich dann die Spannungen ganz gleichartig verringern[2].

Die starke Streustrahlung kann unserer heutigen Kenntnis nach nur darauf zurückgeführt werden, daß die Gitteratome nicht ihre ordnungsmäßigen Plätze einnehmen. Das klassische Beispiel hierfür ist die Temperaturbewegung, welche das Gitter dauernd in einem „aufgerauhten" Zustand erhält.

Die inneren Spannungen nehmen nun beim Anlassen wesentlich früher und andersartig ab als die Härte[3], die zum größten Teil in einem schmalen Temperaturbereich abfällt. Dieser Verlauf entspricht andererseits anscheinend dem Verhalten der Streustrahlung und des Intensitätsverhältnisses verschiedener Linien, die bis 300°, soweit solche Aufnahmen mit starker Bremsstrahlung einen Schluß zulassen, fast unverändert bleiben, und sich erst danach deutlich ändern[4]. Wenn also überhaupt Störungen in der Anordnung der Gitteratome für einen Härtungseffekt verantwortlich gemacht werden können, so kommen hierfür vielleicht Abweichungen der Atome von ihren ordnungsmäßigen Plätzen in Frage. Ob ein solcher Zusammenhang tatsächlich vorliegt, können nur gleichzeitig eingehende Messungen der Intensitäten und der Festigkeitseigenschaften entscheiden.

Der Notgemeinschaft der Deutschen Wissenschaften sind wir für die weitgehende Unterstützung unserer Untersuchungen zu Dank verpflichtet.

[1] N. Seljakow, G. Kurdjumow und N. Goodzow: a. a. O.; K. Honda und S. Sekito: Sc. Reports Tohoku Imp. Univ. Bd. 17, S. 743 bis 760. 1928.

[2] G. Sachs: Metallwirtsch. Bd. 8, S. 343 bis 347. 1929.

[3] G. Sachs: a. a. O.

[4] Vgl. hierzu insbesondere Abb. 1 bei G. Kurdjumow: a. a. O.

Elektronenbeugung an passivem Eisen I.

Von **E. Rupp** und **E. Schmid**[1].

Unsere Vorstellungen über die Natur des passiven Zustandes der Metalle sind heute keineswegs einheitlich und es erscheint fraglich, ob eine solche Einheitlichkeit überhaupt erzielbar ist, d. h. ob die Passivierung bei verschiedenen Metallen und unter verschiedenen Bedingungen in der Tat nur durch einen einzigen Vorgang bedingt ist. Von der großen Zahl der aufgestellten Theorien sei nur an zwei einander besonders schroff gegenüberstehende Gruppen erinnert[2].

Die Theorien der ersten Gruppe sehen die Ursache des passiven Zustandes in dem Vorhandensein schützender Deckschichten auf dem Metall. Die Deckschicht wird einerseits als dichte, dreidimensionale Haut schwerlöslicher Oxyde angenommen (Oxydhauttheorie von Faraday, Haber, Evans) oder auch als eine adhärierende Sauerstoffschicht, die gewissermaßen „zweidimensionale Oxyde" (oder Hydroxyde) bildet, oder an der Oberfläche des Metalles eine Legierung mit diesem eingeht (Fredenhagen, Tammann und Evans). Im Gegensatz zu diesen Deckschichtentheorien sieht die Modifikationstheorie als primären Vorgang der Passivierung eine Änderung des Metalles selbst an (Schönbein, W. I. Müller, Smits).

Neuere Versuchsergebnisse sind vor allem im Sinne der Oxydhauttheorie gedeutet worden. Die von H. Freundlich, G. Patscheke und H. Zocher[1] entdeckte Vakuumaktivität von Eisenspiegeln zeigte, daß Spiegel, die niemals mit Luft in Berührung waren, auch in der Passivierungssäure aktiv sind. Weiterhin konnte gezeigt werden, daß eines der Hauptargumente gegen die Oxydhauttheorie, daß nämlich aktive und passive Me-

[1] Original: Naturwiss. Bd. 18, S. 459. 1930.

[2] Für Zusammenstellungen der verschiedenen Passivitätstheorien vgl. H. Gerding und A. Karssen: Z. Elektrochem. Bd. 31, S. 135. 1925. — A. M. Hasebrink: Z. Elektrochem. Bd. 34, S. 819 (1928).; W. I. Müller: Korrosion u. Metallsch. Beiheft, S. 8. 1922.

[1] H. Freundlich, G. Patscheke und H. Zocher: Z. phys. Chem. Bd. 128, S. 321. 1927.

Digitized by Google

tallspiegel optisch nicht unterscheidbar seien, nicht zu Recht besteht[1]. Die zum unmittelbaren Nachweis einer Oxydhaut von F. Krüger und E. Nähring[2] unternommenen röntgenographischen Versuche an Eisen-, Nickel- und Chrompulver ergaben jedoch keinerlei Oxydlinien in den Diagrammen der passivierten Proben. Die Dicke etwaiger Oxydschichten müßte demnach außerordentlich klein sein[3].

Wir haben nun die Methode der Elektronenbeugung bei Reflexion eines Elektronenstrahls unter konstantem Einfallswinkel und Variation der Strahlgeschwindigkeit angewendet auf die Frage nach der Struktur der passiven Schicht auf Eisen. Dazu wurden untersucht: 1. Eiseneinkristalle, die in der (001)- und der (011)-Ebene spiegelten, 2. dieselben Kristallflächen durch Salpetersäure passiviert, 3. dieselben Kristalle durch Wasserdampf oxydiert, 4. Hämatit und Magneteisen[4] in Form großer gewachsener Kristalle.

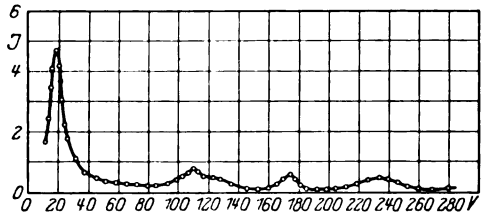


Abb. 1. Reflexion an Fe (001).

Maxima auf, die Fe_2O_3 zugehören, so bei $V = 134$, 125, 86 und 64 (vgl. später). Die Kurve der Abb. 1 gibt die Reflexion an der Würfelfläche wieder für $\vartheta = 60°$; die Gegenspannung V_g ist $^1/_4$ der Spannung V.

Dieselben Eisenflächen wurden durch Eintauchen in ein Gemisch aus rauchender und nichtrauchender Salpetersäure (Dichte 1,42) und Abspülen mit destilliertem Wasser passiviert. An diesem passivierten Eisen haben wir außer einigen Beugungszacken des reinen Eisens noch die folgenden Maxima gefunden:

(001) $\vartheta = 60°$	V	70	95	155	210
(011) $\vartheta = 60°$	V	70	95	—	—
(001) $\vartheta = 30°$	V	94	—	—	—

Das Maximum bei 95 V ist außerordentlich stark. Wir geben in Abb. 2 eine Kurve der Reflexionen an (001) bei $\vartheta = 60°$ wieder. Die Maxima an der Fläche (001) haben gleiche Voltlage mit denen an (011) bei gleichem Einfallswinkel. Die Lage der Maxima der passiven

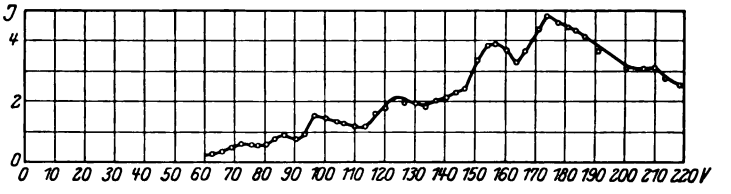


Abb. 2. Reflexion an der passivierten (001)-Fläche.

Für reines Eisen haben wir die folgenden Beugungszacken gefunden[5]:

(001)	$\vartheta = 60°$	V	20	(76)	110	176	(230)
		n	2	2,5	3	3,5	4
		E_0	13,2	(11,5)	13,7	12	(15)
(001)	$\vartheta = 30°$	V	36	56	80	108	—
		n	3	3,5	4	4,5	—
		E_0	14	14	13	11	—
(011)	$\vartheta = 60°$	V	28	85	172	—	—
		n	1,5	2	2,5	—	—
		E_0	13,3	14,5	14	—	—

In der ersten Spalte der Tabelle sind die Indices der reflektierenden Fläche angegeben, ϑ = Einfallswinkel, V = Voltgeschwindigkeit im Beugungsmaximum, n = Ordnungszahl der Reflexion, E_0 = inneres Gitterpotential des Eisens. Man erhält für das innere Gitterpotential des Eisens im Mittel 13,3 Volt[6]. Es traten ferner noch Schicht bildet sich also unabhängig von der kristallographischen Natur der Unterlage aus. Zu diesen stets auftretenden Maxima kommen gelegentlich noch Maxima bei 125 und 134 V, die Fe_2O_3 zugehören.

Wir erhalten somit das Ergebnis: Die passive Schicht an Eisen läßt sich durch ganz bestimmte Beugungsmaxima charakterisieren.

Diese dem passiven Eisen zukommenden Maxima können wir in folgender Weise analysieren: Wir nehmen an, das innere Gitterpotential des Eisens (13,5 V) gelte auch für die passive Schicht und berechnen für die gefundenen Maxima V aus der Gleichung

$$\left(\frac{n}{d}\right)^2 = \frac{4(E_0 + V\cos^2\vartheta)}{150},$$

für verschiedene Werte der Ordnungszahlen n das Verhältnis n/d[1]. Gehört zu den gefundenen Maxima ein bestimmter Netzebenabstand, so muß für eine bestimmte Folge der Ordnungszahlen n der Wert von d konstant bleiben. Tatsächlich kann man ein konstantes d finden, wie die folgende Tabelle zeigt.

$\vartheta = 60°$	V	70	95	155	210	$\vartheta = 30°$	V	94
	n	3	3,5	4	4,5		V	5
	d	3,32	3,50	3,40	3,42		d	3,34

Innerhalb der Meßgenauigkeit ist d konstant und im Mittel $d = 3{,}40$ A. Wir werden somit zu dem Schluß geführt: Die passive Schicht des Eisens läßt sich durch einen ganz bestimmten Gitterabstand der Größe 3,4 Å charakterisieren.

Im Gegensatz zum reinen Eisen haben wir die passiven Schichten vor den Beugungsmessungen nicht mit schnellen Elektronen beschossen. Erhitzten wir hingegen die

[1] H. Freundlich, G. Patscheke und H. Zocher: Z. phys. Chem., Cohen-Festband Bd. 289. 1927; L. Tronstad: Z. phys. Chem. Bd. 142, S. 1. 1929.

[2] F. Krüger und E. Nähring: Ann. Physik Bd. 84, S. 939 (1927).

[3] Nach Angabe der Autoren hätte eine Oxydschicht von 10 Å-Dicke noch sichtbare Interferenzen ergeben müssen.

[4] Wir möchten Herrn Professor Johnsen für die zur Verfügung gestellten Kristalle bestens danken.

[5] Um die Güte der Reflexionen zu erhöhen, wurde auf die gehobelten Kristallflächen im Hochvakuum Eisen aufgedampft.

[6] Der Wert ist in Übereinstimmung mit den Messungen von E. Rupp: Z. Elektrochem. Bd. 35, S. 587. 1929.

[1] Über das Rechenverfahren s. M. v. Laue und E. Rupp: Ann. Physik Bd. 4, S. 1097. 1930.

Digitized by Google

passive Schicht durch Elektronenbeschießung (∼ 15 kV) auf 300 bis 400° C, so traten die für die passive Schicht charakteristischen Beugungszacken immer mehr zurück, wogegen die des reinen Eisens an Deutlichkeit zunahmen. Die Erhitzung führt also zur Zerstörung der Schicht und stellt den Ausgangszustand weitgehend wieder her. In Abb. 3 geben wir ein Bild der Beugungszacken

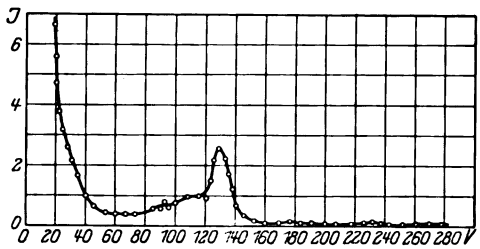


Abb. 3. Reflexion an der passivierten (001)-Fläche nach Erhitzung durch schnelle Elektronen.

an der passivierten und nachträglich erhitzten Schicht. Das bei 125 V stark hervortretende Maximum gehört dem Fe_2O_3 an und war auch in der unverletzten passivierten Schicht schon vorhanden. Maxima des reinen Eisens treten bei 110, 176 und 230 V auf. Das Hauptmaximum der passiven Schicht bei 95 V ist noch erkennbar.

Für den Versuch einer Deutung unserer Ergebnisse sind die beiden Fragen zu diskutieren, ob es sich um eine dreidimensionale Deckschicht handelt, oder ob der gefundene Netzebenenabstand einer zweidimensionalen, adhärierenden Schicht zuzuschreiben ist.

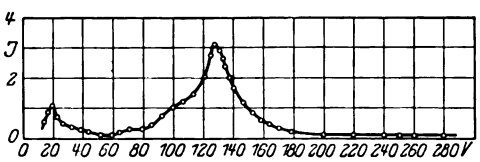


Abb. 4. Reflexion an der durch Wasserdampf oxydierten (001)-Fläche.

Zur Beantwortung der ersten Frage haben wir zunächst die Eisenkristallflächen durch Wasserdampf oxydiert, dann in der Röhre durch Beschießung mit Elektronen von 15 kV stark erhitzt und schließlich die folgenden Beugungszacken gefunden:

(001) $\vartheta = 60°$ V 125
(011) $\vartheta = 60°$ V 63 (106) 123 134

dazu noch einige Maxima des reinen Eisens. Das Maximum bei 125 V ist besonders ausgeprägt. In Abb. 4 teilen wir die Reflexionen an (001) bei $\vartheta = 60°$ mit. Die Gegenspannung V_g ist wieder $^1/_4$ der Spannung V.

Diese Beugungszacken fallen innerhalb der Fehlergrenzen mit denen zusammen, die wir an Hämatit (Fe_2O_3) gefunden haben. Bei Spiegelung an (10$\bar{1}$) traten hier für $\vartheta = 60°$ auf (Abb. 5):

V 64 81 125 136

An der Basis von Hämatit fanden wir ein Maximum bei 88 V.

An Magneteisen (Fe_3O_4) wurde an der Fläche (111) ein Maximum bei 105 V erhalten, das mit dem weniger deutlichen des oxydierten Eisens bei 106 V zusammenfallen dürfte, dazu noch ein Maximum bei 57 V.

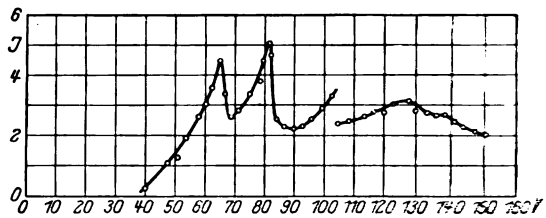


Abb. 5. Reflexion an Hämatit (1011). (Maßstab der linken Kurve auf das 2,5fache der rechten erhöht.)

Die Maxima des passiven Eisens hingegen kommen unter den verschiedenen Ordnungen der von uns untersuchten Flächen nicht vor.

Untersuchungen an anderen Oxyden und Hydroxyden (insbesondere an dem beim Rosten des Eisens eine so hervorragende Rolle spielenden Oxydhydrat FeOOH sind in Vorbereitung.

Wenn bisher für die Auffassung der passiven Schicht als dreidimensionales Gebilde eines Oxyds oder Hydroxyds aus unseren Versuchen kein Anhalt vorliegt, so ist doch auch andererseits ihre Natur als zweidimensionale Haut nicht unmittelbar zu erweisen. Der Grund, der jedoch nach unserer Auffassung für eine zweidimensionale Oberflächenschicht spricht, ist folgender: Wir haben die Maxima unter Zugrundelegung des inneren Gitterpotentials des Eisens erklären können. Das elektrische Feld des Eisens muß also noch durch die passive Schicht durchgreifen, deren Dicke daher höchstens einige Netzebenenabstände des Eisens betragen könnte. In Übereinstimmung mit dieser Vorstellung ist der berechnete Gitterabstand unabhängig von der kristallographischen Struktur der Unterlage.

Die noch weitere Entscheidung, ob es sich hierbei um eine Absättigung der freien Oberflächenvalenzen des Eisens durch Sauerstoff oder durch Hydroxylgruppen handelt, liegt außerhalb der Leistungsfähigkeit der Methode.

Ein neues Prüfgerät für Tiefziehbleche.

Von **G. Sachs**[1].

Ein zum Tiefziehen geeigneter Werkstoff muß in seinen mechanischen Eigenschaften vor allem zwei Forderungen genügen: 1. Er muß ein genügend hohes Formänderungsvermögen besitzen, um sich möglichst viele Züge ohne Zwischenglühung ziehen zu lassen. 2. Er muß in jedem Zuge eine möglichst große Gestaltsänderung zulassen, ohne daß ein Abreißen erfolgt. Diese beiden Eigenschaften haben grundsätzlich nichts miteinander zu tun. Eine Überschneidung kann höchstens insofern erfolgen, als ein in irgendwelcher Hinsicht besonders sprödes Blech schon im ersten Zuge versagt.

Das Formänderungsvermögen läßt sich bekanntlich in einem Zugversuch näherungsweise auf Grund der

[1] Original: Metallwirtsch. Bd. 9, S. 213—218. 1930.

Digitized by Google

Dehnung, besonders aber auf Grund der Einschnürung beurteilen. Bei dünnen weichen Blechen, wo es schwierig ist, einen Zugversuch durchzuführen und die Einschnürung zu bestimmen, gibt die Tiefungsprobe nach Erichsen[1] einen guten Aufschluß über das Formänderungsvermögen.

Das Umformungsvermögen eines Werkstoffes mittels eines Zuges kann andererseits bisher nur mit Hilfe von Verfahren bestimmt werden, die wie das AEG-Verfahren[2] die praktische Beanspruchung weitgehend nachahmen[3]. Es wird dabei, dem einfachsten Falle des Tiefziehens gemäß, aus einer runden Blechscheibe (Zuschnitt) nach Abb. 1 ein zylindrischer Hohlkörper hergestellt. Überschreitet jedoch der Zuschnittsdurchmesser D im Verhältnis zum Ziehstempeldurchmesser D einen gewissen Wert, so reißt der entstehende Hohlkörper entzwei. Als Maß der Ziehfähigkeit dient dann der Grenzwert D/d, bei dem gerade noch ein einwandfreies Ziehen möglich ist.

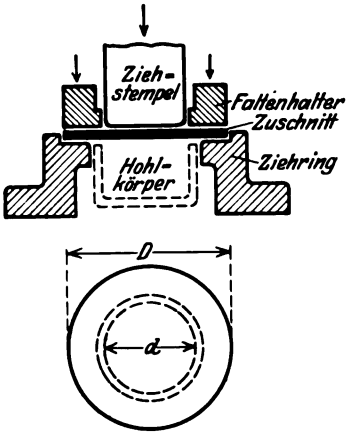


Abb. 1. Schematische Darstellung des Tiefziehvorganges.

1. Bei Ziehen eines zylindrischen Hohlkörpers wird nun jeder Sektor des Zuschnitts entsprechend Abb. 2 derart umgeformt, daß sein von Außenrand und Dorn begrenzter Teil in einen prismatischen Streifen übergeht. Die ursprüngliche Dicke des Bleches bleibt näherungsweise erhalten, und dementsprechend findet eine Dehnung des Werkstoffes in radialer und eine Stauchung in tangentialer Richtung statt[4]. Die umformenden Kräfte werden von einer Zugkraft Z in radialer Richtung aufgebracht, die am Innenrande des sich umformenden Sektorteiles angreift. Außer der Arbeit für die Werkstoffverformung müssen von dieser Kraft noch die Reibungswiderstände am Falterhalter, der Auflagerfläche und der Ziehkante überwunden sowie die Biegungsarbeit um die Ziehkante aufgebracht werden.

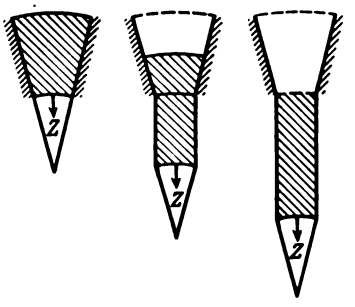


Abb. 2. Werkstoffumformung beim Tiefziehen.

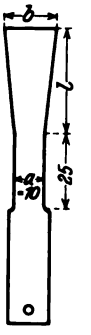


Abb. 3. Probestab für Keilziehversuche.

Die Erkenntnis dieser Zusammenhänge legt es nahe, den geschilderten elementaren Verformungsvorgang zur Grundlage eines neuen Prüfverfahrens zu machen. Eine weitgehend gleichartige Umformung der einzelnen Stoffteilchen wie beim Tiefziehen läßt sich auch durch das Ziehen eines etwa nach Abb. 3 (mit Hilfe einer Schablone) herausgearbeiteten Blechstreifens durch eine entsprechend gestaltete Ziehdüse erreichen. Abb. 4 zeigt die Prinzipskizze einer solchen Ziehdüse. Die Ziehöffnung stellt einen Keil dar, dessen Neigung zu 1:5 und dessen Breite unten zu 10 mm gewählt worden sind. Die obere Platte C ist gegen den übrigen Teil der Düse beweglich gehalten, derart, daß die Ziehöffnung jeder Blechdicke angepaßt werden kann. Beim Versuch wird die in geeigneter Weise geschmierte Blechprobe, Abb. 5a, in die Düse eingelegt. Die bewegliche Platte wird durch zwei Schrauben S gerade so weit angezogen, daß die Probe glatt aufliegt. Die Vorrichtung wird dann in eine Zerreißmaschine eingehängt und der untere als Stabkopf ausgebildete Teil der Probe P auf Zug beansprucht. Ist der Probestab nicht zu lang, so zieht er sich durch die Düse durch, wobei entsprechend Abb. 5b und c der keilförmige Teil prismatisch wird. Die erforderliche Ziehkraft wird gemessen. Bei zu großer Länge reißt der Probestab dagegen, wie Abb. 5d zeigt, ab. Als Maß des Umformungsvermögens bzw. der Ziehfähigkeit eines Werkstoffes bei diesem Versuch dient dann das Verhältnis b/a, Abb. 3, der oberen Breite zum zylindri-

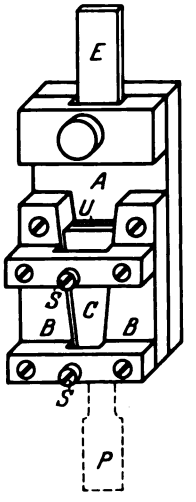


Abb. 4. Prüfgerät für Tiefziehbleche.
A Grundplatte der Ziehdüse, *B* Seitenteile der Ziehdüse, *C* Beweglicher oberer Teil der Ziehdüse, *S* Schrauben zum Anziehen des oberen Teiles, *E* Einspannblech, *P* Versuchsprobe, *U* Unterlagscheibe in Stärke der Probe.

[1] A. M. Erichsen: Stahleisen Bd. 34, S. 879—882. 1914.

[2] AEG.-Mitt. 1927, S. 419—420; R. G. Fischer: AEG.-Mitt. 1929, S. 483—486; vgl. auch die Beschreibung des Tiefziehprüfers Bauart Wazau von P. W. Döhmer: Maschinenbau Bd. 8, S. 772/73. 1929.

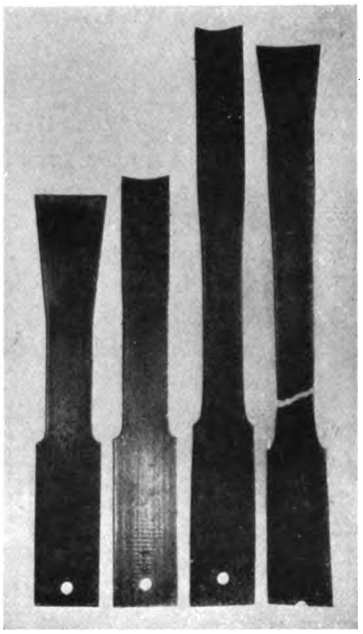
[3] Es sei noch darauf hingewiesen, daß das Umformungsvermögen beim ersten Zuge (Anschlag) keinen Aufschluß über das Umformungsvermögen bei weiteren Zügen gibt. Eine genauere Untersuchung über die in einiger Zeit berichtet wird, lehrt sogar, daß ein hohes Umformungsvermögen beim Anschlag oft mit einem geringen beim Weiterschlag verbunden ist.

[4] Diese Vorstellung hat sich der Verfasser schon in den Jahren 1922/23 während seiner Tätigkeit am Festigkeitslaboratorium der Technischen Hochschule Berlin gebildet. Sie ist dort von M. Sommer aufgenommen und weiter entwickelt worden, Forschungsarb. V. d. I. Heft 286. 1926; Maschinenbau Bd. 4, S. 1171—1178. 1925. Über die Fortschritte in neuerer Zeit s. E. Siebel und A. Pomp: Mitt. K.-W.-Inst. Eisenforsch. Bd. 21, S. 139—153. 1929.

Digitized by Google

schen Teil der Probe, welche gerade noch, ohne abzureißen, durchgezogen werden kann.

In der einwandfreien Feststellung dieser „Ziehfähigkeit" ist der neue Versuch, der kurz als „Keilziehversuch" bezeichnet sei, dem Tiefziehversuch überlegen. Beim Tiefziehen ist die Ermittlung der Tiefziehfähigkeit wegen der unvermeidlichen Streuungen unsicher oder nur auf Grund einer erheblichen Zahl von Versuchen möglich. Beim neuen Versuch kann dagegen aus der Ziehkraft für verschiedene Probelängen derjenige Wert, bei dem die Ziehkraft gerade gleich der Festigkeit wird, sehr genau bestimmt werden. Hierzu genügen, wie die unten besprochenen Ergebnisse zeigen, Versuche mit zwei passenden Probelängen. Die Festigkeit und auch die Dehnung des Werkstoffes läßt sich am prismatischen Teil der gezogenen Streifen nachträglich ermitteln.



a *b* *c* *d*

Abb. 5. Probestäbe des Keilziehversuchs (0,6 nat. Größe).
a vor dem Versuch, *b* kurzer Stab durchgezogen, *c* längerer Stab durchgezogen, *d* zu langer Stab, beim Versuch gerissen.

Weitere Vorteile des Keilziehversuchs gegenüber dem Tiefziehversuch liegen darin, daß in der vorgeschlagenen Form der Versuch den durch äußerste Einfachheit ausgezeichneten Fall vorstellt. Die Versuchsbedingungen sind nicht willkürlich veränderlich wie etwa der Faltenhalterdruck und der Ziehkantenradius beim Tiefziehen, sondern fest vorgeschrieben. Über die Abmessungen der Vorrichtung und das zu wählende Schmiermittel wird sich eine Vereinbarung leicht treffen lassen. Zudem gehört ja die Untersuchung eines Schmiermittels mit zu den Aufgaben eines solchen Geräts. Zu beachten ist nur, daß die Vorrichtung nirgends klafft und daß die Probe gut paßt. Deren Kanten werden zweckmäßig ganz schwach gebrochen, um hemmende Gratbildung[1] zu unterbinden. Der bewegliche Teil der Vorrichtung *C* (Abb. 4) darf durch die Schrauben nicht zu fest angezogen werden, nur etwa so wie bei einer Mikrometerschraube.

Der Unterschied in der Werkstoffbeanspruchung beim Tiefziehen und beim Keilziehversuch ist hauptsächlich durch die verschiedenen Reibungsverhältnisse bedingt. Beim Tiefziehen tritt Reibung an der Ziehringfläche, der Faltenhalterfläche und der Ziehringkante, beim Keilziehversuch an den Oberflächen und den Seitenflächen auf. Die Unnachgiebigkeit der Keilziehvorrichtung bedingt beim Keilziehversuch größere Reibungswiderstände an den Oberflächen als beim Tiefziehversuch, wo der Faltenhalter dem Druck des fließenden Materials etwas nachgibt[1]. Da die Ziehfähigkeit im Keilziehversuch geringer ausfällt als beim Tiefziehversuch (siehe weiter unten), dürften dort die Reibungswiderstände im ganzen größer sein. Jedenfalls läßt auch diese Überlegung der Reibungsverhältnisse die nahe Verwandtschaft beider Versuchsarten erkennen.

Einen Nachteil weist der Keilziehversuch darin auf, daß die Prüfung sich nur auf eine Richtung im Blech erstreckt. Richtungsunterschiede der Festigkeitseigenschaften, wie sie in der Zipfelbildung zutage treten[2], lassen sich also nicht ohne besondere Versuche erfassen. Stellt man aber die Ziehfestigkeit eines Bleches in verschiedenen Richtungen fest, so eröffnet sich eine weitere wichtige Anwendungsmöglichkeit. Bleche mit großen Richtungsunterschieden lassen sich mit Vorteil für eckig gestaltete Hohlkörper verwenden, wobei die Richtung höchster Ziehfähigkeit in die Richtung größter Beanspruchung beim Tiefziehen zu legen ist. Auf diese Weise ist es also in systematischer Weise möglich, ein Blech höchster Leistungsfähigkeit auszuwählen.

2. Zur Feststellung der Ziehfähigkeit im Keilziehversuch wurden nun an einer Reihe von Werkstoffen, deren chemische Zusammensetzung, Behandlung und Festigkeitseigenschaften Tafel 1 zeigt, Versuche durchgeführt. Es wurden von jedem Blech mindestens je drei Proben in vier verschiedenen Längen geprüft. Soweit es sich schon nach Vorversuchen übersehen ließ, geschah die Formgebung im harten Anlieferungszustande, um Kaltverformung der teilweise sehr weichen Stoffe durch die nachträgliche Bearbeitung zu vermeiden[3]. Die Proben wurden durchweg in der Walzrichtung entnommen.

Man geht nun etwa so vor, daß man die bei einer Probenlänge ermittelte Ziehkraft oder besser die (auf den Querschnitt des prismatischen Teiles bezogene) Ziehspannung entsprechend Abb. 6 und 7 über den „Umformungsgrad" b/a (Abb. 3) aufträgt, an den gleichen Stäben die Festigkeit ermittelt und diesen Wert als wagerechte Linie ins Schaubild einträgt.

[1] Gratbildung erhöht den Kraftaufwand wesentlich und führt zu großen Streuungen.

[1] Daß die Wandstärke eines gezogenen Hohlkörpers in der Praxis vielfach durch entsprechende Einstellung des Ziehspaltes nahezu gleich der ursprünglichen Dicke des Bleches gehalten wird, ist ein Vorgang für sich, der sich dem eigentlichen Tiefziehen überlagert.

[2] Frhr. v. Göler und G. Sachs: Z. Physik Bd. 41, S. 889 bis 906. 1929; Bd. 56, S. 495—502. 1929.

[3] In der Praxis wird man so vorgehen, daß größere Proben herausgestanzt und in einer Schablone auf Maß nachgefeilt werden.

Digitized by Google

Tafel 1. Werkstoffe und Festigkeitseigenschaften.

Werkstoff	Blechstärke mm	Chemische Zusammensetzung	Glühtemperatur (½ St.)	Zugversuch: Festigkeit σ_B kg/mm²	Zugversuch: Dehnung δ %	Bemerkungen
Aluminium	0,5	99,5% Al — 0,25% Si — 0,22% Fe	410°	9,2	37	Zerreißproben: Querschnitt 10 mm × Blechstärke; Meßlänge 20 mm
	0,5	—	hart	17,8	—	
	1,5	99,5% Al — 0,24% Si — 0,22% Fe	350°	8,7	49	
Elektrolytkupfer	0,5	—	550°	23,1	53	
	1,5	—	550°	22,6	52	
Hellrottombak Ms 80	0,5	80,8% Cu — 19,3% Zn — 0,04% Fe	550°	34,0	57	
Gelbtombak Ms 72	0,5	72,7% Cu — 27,3% Zn — 0,01% Pb — 0,01% Fe	550°	36,1	57	
Druckmessing Ms 63	0,5	63,4% Cu — 36,3% Zn — 0,37% Pb — 0,01% Fe	550°	31,1	59	
	1,5	62,7% Cu — 36,9% Zn — 0,37% Pb — 0,01% Pb	550°	34,5	64	
Weicheisen WW	0,5	0,07% C	700°	34,8	29	

Da beim Umformungsgrad 1,0 (konische Länge = 0) die Ziehkraft 0 sein muß, kann man schon mit gewisser Annäherung die „Ziehfähigkeit" abgreifen, wo die Ziehkraft gleich der Festigkeit wird. Eine zweite Versuchsgruppe mit einem anderen passend gewählten Umformungsgrad ergibt dann die Ziehfähigkeit, wie Abb. 6 und 7 zeigen, ziemlich zuverlässig. Durch weitere Versuche kann die Feststellung noch gesichert werden. Bei dem der Ziehfähigkeit gleichen Umformungsgrad müssen nach den Gesetzen des Zufalls die Hälfte der Proben reißen, die andere Hälfte durchgezogen werden (vgl. Al = 0,5 mm stark in Tafel 2). Auf diese Weise wurden die in Abb. 6 und 7 zusammengestellten Ergebnisse gewonnen. Die Einzelwerte der Versuche bringt Tafel 2. Der Verlauf der Kurven in Abb. 6 und 7 ist bei den untersuchten Stoffen verschieden. Es bestehen anscheinend gewisse Zusammenhänge mit den Dehnungskurven der Stoffe.

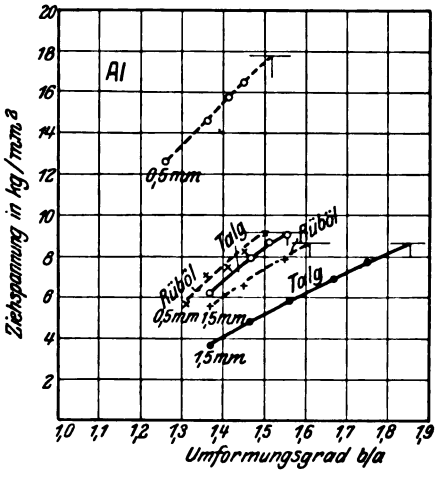


Abb. 6. Ergebnisse von Keilziehversuchen.

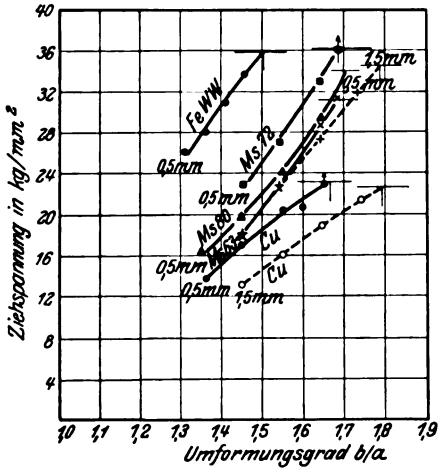


Abb. 7. Ergebnisse von Keilziehversuchen.

▲ Proben teilweise gerissen.

Die Stellen, wo diese Kurven die Festigkeit erreichen, sind in Abb. 6 und 7 durch senkrechte Striche gekennzeichnet. Die dazugehörigen Abszissenwerte sind dann die im Keilziehversuch ermittelten Ziehfähigkeiten der Werkstoffe. Tafel 3 gibt die Ziehfähigkeiten der verschiedenen untersuchten Bleche wieder.

Was zunächst den Einfluß des Schmiermittels anbetrifft, so zeigen einige Versuche an Aluminium, daß sich dieser Stoff mit Talg erheblich besser ziehen läßt als mit Rüböl. Diese in der Praxis bekannte Tatsache wird also durch die vorliegenden Versuche bestätigt. Weitere Versuche in dieser Richtung sind nicht durchgeführt worden. Kupfer und Messing wurden mit Rüböl geschmiert, das als brauchbares Schmiermittel für diese Stoffe gilt, Eisen mit Talg. Bemerkenswert ist aber, daß für 1,5 mm starkes Aluminium mit Talg geschmiert die beste Ziehfähigkeit von allen untersuchten Stoffen festgestellt ist. Wahrscheinlich dürfte es also auch für die anderen Werkstoffe bessere Schmiermittel als Rüböl geben. Diese Frage z. B. wird sich mit der neuen Vorrichtung an Hand weniger Versuche genauer untersuchen lassen. Aus Abb. 6 und 7 ergibt sich auch der ebenfalls schon der Praxis bekannte Einfluß der Blechstärke. Dickes Blech besitzt bei gleicher Oberflächengestalt eine höhere Tiefziehfähigkeit als dünnes. Die Ursache hiervon ist die Größe der Oberflächenreibung, welche nach den Gesetzen über das Fließen der Metalle bei einem bestimmten Stoffe von der Blechdicke nicht wesentlich abhängig ist und somit bei dem geringen Kraftbedarf des dünnen Bleches stärker ins Gewicht fällt als bei dem höheren Kraftbedarf des dicken Bleches. Hieraus folgt aber weiterhin die bemerkenswerte Tatsache, daß das Umformungsvermögen von der Größe des Ziehkörpers abhängig sein muß, da nach dem für zahlreiche Fließvorgänge als gültig erwiesenen Kickschen Ähnlichkeitsgesetz bei gleichem Verhältnis der Blechdicke zum Zuschnittsdurchmesser auch das gleiche Umformungsvermögen zu erwarten ist. Ein kleiner Hohlkörper, bei dem die Blechstärke im Verhältnis zum Stempeldurchmesser groß ist, muß sich dementsprechend besser ziehen lassen als ein großer.

Die bei dem neuen Verfahren festgestellten Absolutwerte des Umformungsvermögens sind allerdings niedriger als die beim Tiefziehen wirklich erreichbaren.

Digitized by Google

Tafel 2. Einzelergebnisse der Keilziehversuche.

Werkstoff	Umformungsgrad	Erforderliche Spannung kg/mm²		Dehnung im prismatischen Teil %		Bemerkungen
Aluminium σ_B = 9,2 kg/mm² Blechstärke 0,5 mm	1,31	5,6		2,5		mit Rüböl ge- schmiert
		5,5	5,7	2	2	
		6,2		2,5		
		5,6		2,5		
	1,36	7,4		5,5		
		6,8	7,1	4	5	
		6,9		4		
		7,4		5		
	1,41	7,3		5		
		7,2	7,5	5	6	
		8,0		7,5		
		7,5		5,5		
	1,45	8,4		10		
		8,3	8,3	9,5	9,5	
		8,2		9		
	1,50	8,6		11,5		
		> 9,4	> 9,2	37,5	(26)	gerissen
		9,3		19		
		9,3		37,5		
	1,37	6,2	6,2	2,5	3	mit Talg ge- schmiert
		6,2		3		
	1,47	8,2		8,5		
		8,2	7,0	8,5	8,5	
		7,7		8,5		
	1,51	8,75	8,75	12	12	
		8,75		12,5		
	1,56	9,0		16		
		8,0	> 9,1	13,5	(23)	
		> 9,4		39		gerissen
Aluminium hart σ_B = 17,8 kg/mm² Blechstärke 0,5 mm	1,26		12,6		0	mit Rüböl ge- schmiert Stark schwankende Einzelergebnisse
	1,36		14,6		0	
	1,41		15,8		0	
	1,45		16,5		0	
Aluminium σ_B = 8,7 kg/mm² Blechstärke 1,5 mm	1,37	5,3		2,5		mitRüböl ge- schmiert
		5,6	5,6	2,5	2,5	
		5,8		2,5		
	1,45	6,6	6,6	5,5		
		6,5		5	5	
		6,6		5		
	1,55	> 8,7		45		gerissen
		8,0	> 7,9	11	(21)	
		7,0		6		
	1,37	3,5	3,65	0,5	0,5	mit Talg ge- schmiert
		3,8		0,5		
	1,465	4,9		1		
		4,8	4,8	1	1	
		4,7		2		
	1,56	5,7		2,5		
		5,9	5,8	3	3	
		5,9		3		
	1,66	6,8		4,5		
		7,0	6,8	5	5	
		6,7		4,5		
	1,75	7,7		8		
		7,7	7,7	8	8	
		7,7		8		

Werkstoff	Umformungsgrad	Erforderliche Spannung kg/mm²		Dehnung im prismatischen Teil %		Bemerkungen
Kupfer σ_B = 23,1 kg/mm² Blechstärke 0,5 mm	1,36	13,6	13,8	6		mit Rüböl ge- schmiert
		13,3		5,5	6	
		14,6		7		
	1,45	16,4		9		
		16,9	17,0	11	10	
		17,8		11		
	1,55	20,9		18		
		20,7		20		
		20,3	20,4	18	17,5	
		21,3		19		
		19,0		12,5		
	1,60	19,5		17		
		22,6		33		
		21,1	20,9	21	21	
		20,4		—		
		20,8		14		
	1,65	22,6		26,5		
		22,4	> 22,8	26	(33)	
		22,8		29		
		> 23,4		50		gerissen
σ_B = 24,6 kg/mm² Blechstärke 1,5 mm	1,45	13,3		8		mit Rüböl ge- schmiert
		12,9	13,1	7	7	
		13,0		6,5		
	1,55	16,1		10		
		16,1	16,1	10	10	
		16,0		10		
	1,645	19,5		17		
		18,6	18,9	16	16	
		18,6		15		
	1,74	21,5		26		
		21,3	21,3	22	24	
		21,1		25		
Hellrottombak Ms 80 σ_B = 34,0 kg/mm² Blechstärke 0,5 mm	1,35	18,1		3		mit Rüböl ge- schmiert
		15,4	16,3	1	2	
		15,5		1		
	1,45	19,1		3,5		
		20,5	19,7	4	4	
		19,6		3,5		
	1,54	24,5		8		
		23,1	24,1	7	8	
		24,9		9		
	1,64	30,1		17		
		29,7	29,6	16	16	
		29,0		15		
Gelbtombak Ms 72 σ_B = 36,1 kg/mm² Blechstärke 0,5 mm	1,45	24,5		9		mit Rüböl ge- schmiert
		22,0	22,8	7	7	
		20,8		5,5		
	1,54	26,6		12		
		27,1	26,9	12,5	12	
		26,9		12,5		
	1,64	33,6		27		
		32,7	32,9	23	24	
		32,4		22		
	1,685	> 36,3		52		gerissen
		> 36,1	> 36,0	55	(47)	gerissen
		35,5		34		

Digitized by Google

Tafel 2. (Fortsetzung.)

Werkstoff	Umformungsgrad	Erforderliche Spannung kg/mm²		Drehung im prismatischen Teil %		Bemerkungen
Druckmessing Ms 63 σ_B = 31,1 kg/mm² Blechstärke 0,5 mm	1,45	17,6		10		mit Rüböl
		18,0	**17,8**	10	**9,5**	ge-
		17,9		8,5		schmiert
	1,54	23,1		18,5		
		22,1	**22,5**	17	**17,5**	
		22,2		17		
	1,64	29,0		35,5		
		29,2	**28,6**	35	**33**	
		27,5		27,5		
	1,685	30,8		45,5		
		>31,6	<**31,3**	62	(55)	gerissen
		>31,5		57,5		gerissen
σ_B = 34,2 kg/mm² Blechstärke 1,5 mm	1,45	17,7		5,5		mit Rüböl
		18,3	**18,0**	5,5	**6**	ge-
		18,0		6		schmiert
	1,54	22,7		11		
		22,3	**22,7**	10	**11**	
		23,2		11,5		

Werkstoff	Umformungsgrad	Erforderliche Spannung kg/mm²		Dehnung im prismatischen Teil %		Bemerkungen
Druckmessing Ms 63 σ_B = 34,2 kg/mm² Blechstärke 1,5 mm	1,64	27,4		18		mit Rüböl
		27,4	**27,3**	18,5	**18**	ge-
		27,1		18		schmiert
	1,73	31,6	**31,8**	29	**30,5**	
		32,0		32		
Weicheisen WW σ_B = 34,8 kg/mm² Blechstärke 0,5 mm	1,31	26,8		1		mit Talg
		25,4	**25,9**	2,5	**1**	ge-
		25,4		0,5		schmiert
	1,36	28,2	**28,0**	2		
		27,8		0,5	**1**	
	1,41	29,6		3		
		29,2	**30,7**	3	**3,5**	
		30,2		4,5		
	1,45	32,6		11		
		32,8	>**33,5**	7	(16)	
		>35,1		29		gerissen

Fischer[1] gibt z. B. als Mittelwerte für Aluminium 2,09 und für Messing 2,12 an, also um rund 10 bis 15% größere Werte als hier beim 1,5 mm starken Blech. Es liegt dies hauptsächlich daran, daß hier die Reibung durch die erzwungene Starrheit der Düsenwände sehr groß ausfällt, während beim Tiefziehen der Faltenhalter in gewissem Grade nachgiebig ist. Ein Versuch, durch Einschalten von Gummiplatten eine solche Nachgiebigkeit zu erreichen, ergab in der Tat höhere Kennwerte beim Keilziehversuch. Bei den härteren Werkstoffen trat aber oft Faltenbildung und damit ein plötzlicher Anstieg des Kraftbedarfs ein. Auch die Faltenbildung stellt sich also beim Keilziehversuch ein. Im übrigen liegen aber die mit dem neuen Gerät erreichten Werte des Umformungsvermögens bei den praktisch für das Tiefziehen in Frage kommenden, die aus Sicherheitsgründen um einen gewissen Betrag unter den höchst erreichbaren liegen müssen.

Tafel 3. Ziehfähigkeit verschiedener Stoffe im Keilziehversuch.

Stoff	Blechstärke mm	Ziehfähigkeit	Schmiermittel
Aluminium	0,5	**1,55**	Talg
„	0,5	1,50	Rüböl
„	1,5	**1,85**	Talg
„	1,5	1,61	Rüböl
Kupfer	0,5	**1,66**	Rüböl
„	1,5	**1,79**	„
Hellrottombak Ms 80	0,5	**1,70**	„
Gelbtombak Ms 72 .	0,5	**1,68**	„
Druckmessing Ms 63	0,5	**1,68**	„
„ „ 63	1,5	**1,79**	„
Weicheisen WW . .	0,5	**1,50**	Talg
Aluminium hart . .	0,5	1,51	Rüböl

Der neue Tiefziehversuch gibt auch noch einen weiteren Aufschluß über das Verhalten eines Werkstoffes beim Tiefziehen. Am gezogenen Teil der Probestreifen erkennt man die gleiche krispelige Oberfläche, die den unteren Teil gezogener Hohlkörper oft unerwünscht rauh erscheinen läßt. Es beruht dies auf der Dehnung des Stoffes unter der zum Ziehen erforderlichen Zugkraft, die ja nahe an die Zugfestigkeit heranreicht. Diese Erscheinung läßt sich weitgehend unterbinden, wenn man schwach hartes Material wählt, das sich im Formänderungsvermögen nur wenig von ausgeglühtem Werkstoff unterscheidet (vgl. Abb. 6). Zudem dürfte die Ziehfähigkeit von härterem Ausgangsmaterial beim Weiterschlag größer sein als die Ziehfähigkeit von ganz weichem.

Schließlich läßt sich noch auf Grund dieser Versuche der Kraftbedarf beim Tiefziehen übersehen. Verfolgt man den Kraftverlauf beim Versuch in Anhängigkeit vom Wege des unteren Endes des konischen Teiles, so entspricht eine solche Kurve weitgehend derjenigen des Kraftverlaufes beim Tiefziehen in Abhängigkeit vom Stempelwege.

Das für die Prüfung von Tiefziehblechen vorgeschlagene Prüfgerät wird naturgemäß noch gewisser Verbesserungen bedürfen, ehe es sich für die Praxis als brauchbar erweisen wird[1]. Bei den mitgeteilten Versuchen sind die Streuungen besonders bei den dünneren Blechen noch recht erheblich. Im großen ganzen aber dürfte das beschriebene Gerät in einfacher Weise die Prüfung von Tiefziehblechen auf Eigenschaften hin ermöglichen, die sich bisher nur beim Tiefziehen oder diesem Vorgang weitgehend angepaßten Versuchen feststellen ließen.

Die Herstellung der Vorrichtung und die Durchführung der Versuche lag in Händen von Herrn Böhme, dessen sorgfältiger Arbeit ein besonderes Verdienst für das Gelingen der Versuche gebührt. Für die Lieferung von Versuchsmaterial bin ich den Firmen AEG, Berlin, F. Krupp, Essen, den Vereinigten Aluminiumwerken (Lautawerk) und den Wielandwerken, Ulm, zu Danke verpflichtet.

[1] R. G. Fischer: AEG.-Mitt. 1929, S. 483—86.

[1] Herstellung und Vertrieb des Geräts hat die Fa. Losenhausenwerk, Düsseldorfer Maschinenbau A.-G., Düsseldorf-Grafenberg, übernommen.

Digitized by Google

Zur Kinetik der Rekristallisation.

Von **R. Karnop** und **G. Sachs**[1].

Unter den im festen Zustand sich abspielenden Vorgängen findet die Rekristallisation ihrer technischen Bedeutung wegen eine besondere Beachtung. Trotz der großen Zahl von Arbeiten ist bisher jedoch über die Kinetik der Rekristallisation nur wenig bekannt. Diese Frage ist anscheinend erst von Hanemann[2] aufgenommen worden. Durch Messungen der Korngröße von Weicheisen im Übergangsgebiet vom deformierten zum neugebildeten Kristallkorn bei gleichbleibender Temperatur und nach verschiedenen Zeiten gelang es ihm, den grundsätzlichen Unterschied zwischen Rekristallisation und Kornvergröberung nachzuweisen[3]. Für das ungestörte Wachstum der neuen Kristalle ergab sich unter der Annahme, daß alle neuen Keime von vornherein vorhanden sind, daß ihr Querschnitt mit der Zeitdauer der Glühung geradlinig anwächst. Die diesen Vorgang kennzeichnende Rekristallisationsgeschwindigkeit wächst mit der Temperatur der Glühung stark an, im Bereich 620 bis 770° annähernd exponentiell. Über den Einfluß von Reckgrad, Verformungstemperatur und Glühtemperatur gibt ferner eine Untersuchung von van Arkel und Ploos van Amstel[4] an Zinn einigen Aufschluß. Durch Einschlagen eines Körners nach verschiedenen Zeiten wird die stattgehabte Rekristallisation dadurch kenntlich, daß um den Körnereindruck durch eine zweite Rekristallisation große Kristalle entstanden sind[5]. Es ergab sich, daß Erhöhung des Reckgrades, Herabsetzung der Verformungstemperatur und Erhöhung der Glühtemperatur die Zeitdauer der Rekristallisation stark herabsetzen.

Einen vollständigen Einblick in die Rekristallisationskinetik gewinnt man aber auch bei diesen Arbeiten noch nicht; und es erschien daher nützlich, auf anderen Wegen weitere Aufschlüsse zu gewinnen.

Abb. 1. Gedehnter konischer Kupferstab, teilweise rekristallisiert (2mal vergrößert). (Der Pfeil gibt die Stelle an, wo der Stab etwa zur Hälfte rekristallisiert ist.)

1. In verschiedenen Heizbädern wurde zunächst der Einfluß von Reckgrad und Temperatur auf den Eintritt der Rekristallisation verfolgt. Als brauchbares Material erwies sich nach einigen Versuchen ein durch hohe Gleichmäßigkeit ausgezeichnetes Elektrolytkupfer[1].

Tabelle 1.
Rekristallisation eines gedehnten konischen Kupferstabes in siedendem Phthalsäureanhydrid. (284°)

Stab	Glühdauer Min.	Rekristallisierte Länge mm	Querschnittsverminderung %	Bemerkungen
7	25	(7)	(18,4)	Konische Länge 150 mm
	30	(10)	(18,0)	
	40	16	17,3	
	50	20	16,8	
	60	24	16,45	
	70	29	15,9	
	80	33	15,5	
	90	36	15,25	
	100	39	15,05	
	120	43	14,8	
	140	47	14,5	
	160	50	14,3	
	200	57	13,9	
	250	64	13,5	
	300	67,5	13,3	
	400	77	12,8	
	500	83	12,5	
	600	90	12,2	
	700	97	11,9	
	900	107	11,5	
	1100	118	11,1	
	1400	128	10,7	

Aus dem in Form einer gezogenen, 8 mm starken Stange vorliegenden Kupfer wurden Stäbe mit einem konischen Teil von etwa 15 bis 20 cm Länge und 5 bis 8 mm Durchmesser herausgedreht, bei 480° ½ St. geglüht, in einer Zerreißmaschine gedehnt und dann in den Siedebädern geglüht. Die Durchmesser der Stäbe wurden jede 5 mm, vor und nach dem Dehnen, gemessen und daraus die örtlichen Verminderungen des Querschnittes berechnet. Die Konizität der Stäbe war so gewählt (vgl. Tab. 1 bis 3), daß ein Bereich von etwa 3 bis 18% Querschnittsverminderung durch einen oder mehrere Stäbe überdeckt werden konnte.

Als Heizbäder dienten reines Anthrachinon (Siedep. 370°), Anthrazen (341°) und Phthalsäureanhydrid (284°). Das Glühen wurde in einem elektrisch beheizten, 40 cm hohen Messinggefäß von 10 cm Durchmesser mit 80 cm langem Kühlrohr von 3 cm Durchmesser vorgenommen. Das Volumen der siedenden Flüssigkeit betrug also rund das 400fache des Stabvolumens.

[1] Original: Z. Phys. Bd. 60, S. 464 bis 480. 1930.

[2] H. Hanemann: Ber. Werkstoffausschuß d. Ver. d. Eisenhüttenl. Nr. 84. 1926.

[3] Über die Kinetik der Kornvergröberung siehe G. Tammann und K. L. Dreyer: Z. anorg. Chem. Bd. 182, S. 289 bis 313. 1929.

[4] A. E. van Arkel und J. J. A. Ploos van Amstel: Z. Physik Bd. 51, S. 534 bis 544. 1928.

[5] R. Karnop und G. Sachs: Z. Physik Bd. 52, S. 301 bis 313. 1928.

[1] Das Elektrolytkupfer besorgte uns freundlicherweise Herr Dipl.-Ing. K. Hanser, Osnabrück. Als Anhalt für die Reinheit diente die elektrische Leitfähigkeit. Ein offenbar unreines Elektrolytkupfer verhielt sich viel ungleichmäßiger und brauchte bei allen Reckgraden rund fünfmal so lange, bis es rekristallisiert war.

Digitized by Google

Tabelle 2. Rekristallisation gedehnter konischer Kupferstäbe in siedendem Anthrazen. (341°.)

Stab	Glühdauer Min.	Rekristallisierte Länge mm	Querschnittsverminderung %	Bemerkungen
1	3	(75)	(14,5)	Konische Länge
	6	95	13,7	200 mm
	9	130	12,4	
	12	155	11,5	
	15	165	11,1	
	18	175	10,7	
	23	182 ?	10,5 ?	
	28	192	10,1	
	34	200	9,8	
	40	(205)	(9,6)	
2	20	?	?	Konische Länge
	25	(5)	(9,8)	200 mm
	30	8	9,75	
	36	14	9,6	
	42	20	9,5	
	50	33	9,2	
	60	45	9,0	
	70	59	8,7	
	80	72	8,5	
	100	100	8,0	
	120	113	7,75	
	140	122	7,6	
	170	141	7,35	
	200	153	7,15	
	240	167	6,9	
	285	181	6,7	
	340	(200)	(6,4)	
3	500	—	—	Konische Länge
	550	(8)	(5,85)	200 mm
	600	18	5,7	
	700	32	5,5	
	800	45	5,35	
	900	57	5,2	
	1000	66	5,1	
	1100	77	5,0	
	1300	(~90)	(4,85)	

Die gedehnten Stäbe wurden bestimmte Zeiten den Siedebädern ausgesetzt, wodurch sie entsprechend Abb. 1 bis zu einer gewissen Stelle rekristallisierten. Da der rekristallisierte Teil nicht scharf in den nicht rekristallisierten übergeht, wurde als Kriterium eingetretener Rekristallisation diejenige Stelle geschätzt, an der, nach der Staboberfläche beurteilt, der Stabquerschnitt rund $^1/_2$ bis $^3/_4$ rekristallisiert war. Nach einiger Übung konnte diese Schätzung meist auf einige Millimeter genau durchgeführt und durch Messung des Abstandes von einer Nullmarke festgelegt werden. Wesentlich ungenauer wird die Schätzung, wenn die rekristallisierte Zone sich an einem Ende des Stabes befindet. Die ersten und letzten Messungen sind daher in Tabelle 1 bis 3 und Abb. 2 eingeklammert. Das angewandte Verfahren schließt naturgemäß gewisse subjektive Störungen nicht aus, die aber nach dem Verlauf der Kurven in Abb. 2 von geringer Bedeutung sein dürften. Die Querschnittsverminderung dieser Rekristallisationsgrenze wurde dann einem Schaubild entnommen, in dem die gemessenen Werte der Querschnittsverminderung über der Stablänge (nach dem Dehnen) aufgetragen und wegen ihrer Streuung durch eine Ausgleichskurve ersetzt waren. Zu bemerken ist noch, daß die kurzen Glühzeiten nicht genau angebbar sind, da sie sich auf den Aufenthalt im Bade bei vollem Sieden beziehen. Die Wirkung des Anheizens bis zur vollen Temperatur durch rund 10 Min. Einhängen in das Kühlrohr und durch das nach dem Eintauchen erst etwa $^1/_2$ Min. später siedende Bad erhöht die wirksame Glühdauer um einen geringen Be-

Tabelle 3. Rekristallisation gedehnter konischer Kupferstäbe in siedendem Anthrachinon. (370°)

Stab	Glühdauer Min.	Rekristallisierte Länge mm	Querschnittsverminderung %	Bemerkungen
4	5	(~40)	(12,1)	Konische Länge
	$9^3/_4$	95	9,9	150 mm
	$11^3/_4$	109	9,5	
	$13^3/_4$	122	9,0	
	16	134	8,6	
	18	145	8,25	
	20	153	7,95	
5	2	(~3)	(14)	Konische Länge
	4	13	11,9	150 mm
	6	19	11,0	
	8	24	10,2	
	10	30	9,5	
	12	33	9,2	
	16	40	8,5	
	20	46	8,0	
	25	50	7,7	
	30	55	7,3	
	35	60	7,0	
	40	65	6,8	
	50	70	6,45	
	60	74	6,2	
	80	81	5,8	
	100	87	5,5	
	120	92	5,3	
	160	104	4,95	
	200	111	4,75	
	250	118	4,5	
	300	126	4,25	
	400	134	4,0	
	500	(141)	(3,8)	
6	23	(18)	(8,2)	Konische Länge
	26	24	7,7	150 mm
	29	28	7,4	
	32	33	7,1	
	35	35	6,9	
	38	38	6,7	
	43	41	6,5	
	50	44	6,3	
	60	47	6,1	
	70	50	5,9	
	80	53	5,75	
	90	57	5,5	
	100	62	5,3	
	120	64	5.2	
	140	70	5,0	
	160	75	4,8	
	180	78	4,7	
	200	83	4,55	
	220	85	4,4	
	240	89	4,3	
	260	95	4,15	
	280	99	4,05	
	320	102	3,95	
	360	104	3,85	
	400	110	3,7	
	450	115	3,5	
	500	120	3,35	
	612	125	3,2	
	800	128	3,05	
	1000	134	2,9	
	1200	(137)	(2,8)	

Digitized by Google

trag, der aber bei Glühzeiten über 10 Min. vernachlässigbar sein dürfte.

Als Ergebnis der in Tab. 1 bis 3 niedergelegten Messungen ist in Abb. 2 die „Rekristallisationszeit" bei verschiedenen Reckgraden (Querschnittsverminderungen) und Temperaturen aufgetragen. Die Darstellung ist in halblogarithmischem Maßstab vorgenommen, um die großen Unterschiede in den Rekristallisationszeiten hervortreten zu lassen. Zunächst zeigt sich, daß verschiedene Stäbe bei verschieden starker Konizität zum gleichen Ergebnis führen. Der festgestellte Effekt ist also hauptsächlich vom Reckgrad allein abhängig, während z. B. die Art der Veränderung des Reckgrades über der Stablänge einflußlos ist, was von vornherein nicht zu erwarten war.

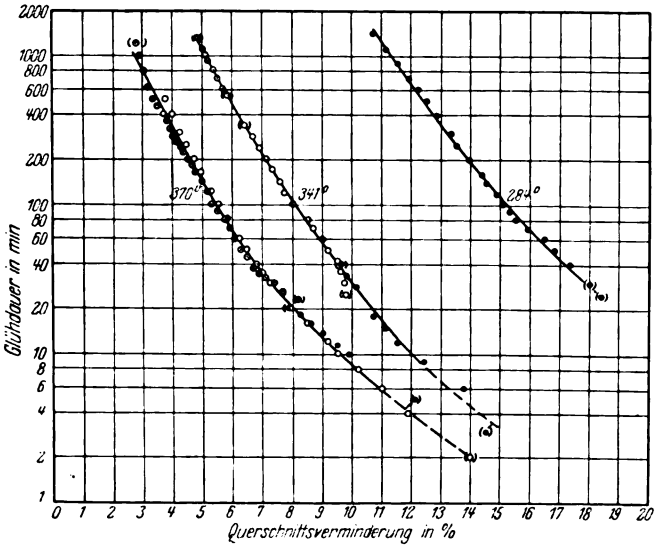


Abb. 2. Ergebnis von Rekristallisationsversuchen an konischen Kupferstäben.

Aus Abb. 2 ersehen wir, daß die übliche technische Vorstellung von einer Rekristallisationstemperatur („Rekristallisationsschwelle") nicht so aufgefaßt werden darf, daß es eine Temperaturgrenze gibt, unterhalb der eine Rekristallisation nicht stattfindet. Nach dem Verlauf der Kurven zu urteilen, müßte bei einer noch so niedrigen Temperatur innerhalb ausreichend langer Zeit Rekristallisation eintreten. Nur infolge des großen Temperatureinflusses ist die Rekristallisationsgeschwindigkeit bei niedrigen Temperaturen so gering, daß man für praktische Verhältnisse wenigstens von einem Rekristallisationsintervall sprechen kann. Nach Abb. 2 bewirken 10° Temperaturänderung in dem praktisch in Frage kommenden Gebiet großer Rekristallisationszeiten eine Veränderung der Rekristallisationszeit auf rund das Doppelte bzw. die Hälfte. Eine Verlängerung der Glühdauer von $^1/_2$ St. auf 10 St., also um das 20fache, entspricht dann also nur der verhältnismäßig geringen Erhöhung der Glühtemperatur um 40 bis 50°.

Ähnliche Bemerkungen sind bezüglich des sogenannten „kritischen Reckgrades" zumachen. Daß bei manchen Stoffen schwach gereckte Proben nach üblicher Anschauung nicht zur Rekristallisation gebracht werden können, ohne den Schmelzpunkt (Al) oder einen Umwandlungspunkt (Fe) zu überschreiten[1], dürfte nur dadurch begründet sein, daß hierzu eine praktisch nicht aufzubringende Zeit erforderlich ist.

2. Um nun in die Kinetik des Rekristallisationsvorganges weiter einzudringen, müssen wir uns eine Vorstellung darüber bilden, in welcher Weise die von uns beobachtete Rekristallisation eines Teiles der Staboberfläche zustande kommt. Sichergestellt ist, daß die neuen Kristalle von den verformten durch ein ungestörtes Kristallgitter scharf ausgezeichnet sind[2]. Es bilden sich also, wie allgemein angenommen wird[3], aus den verformten Kristallfragmenten zunächst sehr kleine ungestörte Kristallbereiche, Keime oder Kerne, die dann in ihre verformte Umgebung hineinwachsen, bis sie sich gegenseitig berühren. Hier interessieren nun insbesondere die Fragen nach dem zeitlichen Ablauf der Keimbildung und des Kristallwachstums.

Für den Mechanismus der Keimbildung sind zwei Möglichkeiten denkbar. Entweder sind die Keimstellen durch die Deformation so weit vorgebildet, daß mit dem Aufbringen einer zur Rekristallisation führenden Temperatur von allen solchen Keimstellen aus das Wachstum sogleich beginnt. Von dieser Annahme geht Hanemann[4] bei seinen Berechnungen der Rekristallisationsgrößen aus. Oder aber die Keime bilden sich in Zeitabständen, nach irgendeinem statistischen Gesetz, so daß die Keimbildung in Anlehnung an Tammanns[5] Vorstellung von der Kristallisation aus dem Schmelzfluß durch eine Keimbildungsgeschwindigkeit oder Kernzahl, d. h. die Anzahl der Keime in der Zeit- und Volumeneinheit, bestimmt wird. Ein solcher Ablauf wird in erster Näherung zu erwarten sein, wenn die Entstehung eines Keimes dadurch gegeben ist, daß die bei der Verformung zurückgebliebene Energie durch die zusätzliche Energie der Wärmebewegung von Zeit zu Zeit an irgendwelchen Stellen auf den bei der Bildung eines neuen Gitters zur Überwindung einer Energieschwelle notwendigen Betrag gehoben wird[6].

Von der Wachstumsgeschwindigkeit der neuen Kristalle haben wir uns andererseits zu fragen, wie sie sich mit der Vergrößerung der neuen Kristalle ändert. Die Berechnungen von Hanemann[7] ergeben eine konstante Flächenwachstumsgeschwindigkeit, also eine mit der Wurzel aus der Zeit abnehmende lineare Wachstumsgeschwindigkeit. Auch Polanyi und Schmid[8] beobachteten bei der Rekristallisation eines einzelnen Zinn-

[1] Vgl. R. Karnop und G. Sachs: Z. Phys. Bd. 42, S. 283 bis 301. 1927.

[2] R. Karnop und G. Sachs: a. a. O.

[3] C. Chappel: Ferrum Bd. 13, S. 6 bis 27. 1925; J. Iron Steel Inst. Bd. 89, I, S. 460 bis 502. 1914; G. Masing: Z. Metallkunde Bd. 12, S. 457 bis 498. 1920.

[4] Hanemann: a. a. O.

[5] G. Tammann: Kristallisieren und Schmelzen. Leipzig; vgl. auch P. A. Thiessen und E. Triebel: Z. anorg. Chem. Bd. 179, S. 267 bis 276. 1929; P. A. Thiessen: Z. anorg. Chem. Bd. 180, S. 57 bis 64, 110 bis 114. 1929.

[6] R. Becker: Z. techn. Phys. Bd. 7, S. 547 bis 565. 1926; L. Prandtl: Z. angew. Math. Bd. 8, S. 85 bis 106. 1928; U. Dehlinger: Ann. Physik (5) Bd. 2, S. 749 bis 793. 1929.

[7] Hanemann: a. a. O.

[8] M. Polanyi und E. Schmid: Z. Physik Bd. 32, S. 684 bis 712. 1925.

Digitized by Google

kristalls eine Abnahme in der Fortschreitungsgeschwindigkeit der neuen Kristallgrenze. Und für die Verschiebung der Korngrenzen nach abgeschlossener Rekristallisation im Gebiet der Kornvergröberung finden schließlich Tammann und Dreyer[1] ebenfalls eine allmähliche Verlangsamung.

Danach ist also zumindestens der Mechanismus der Keimbildung bisher noch ungeklärt. Aber auch die Angaben über die Rekristallisationsgeschwindigkeit sind für eine zahlenmäßige Auswertung nicht ausreichend.

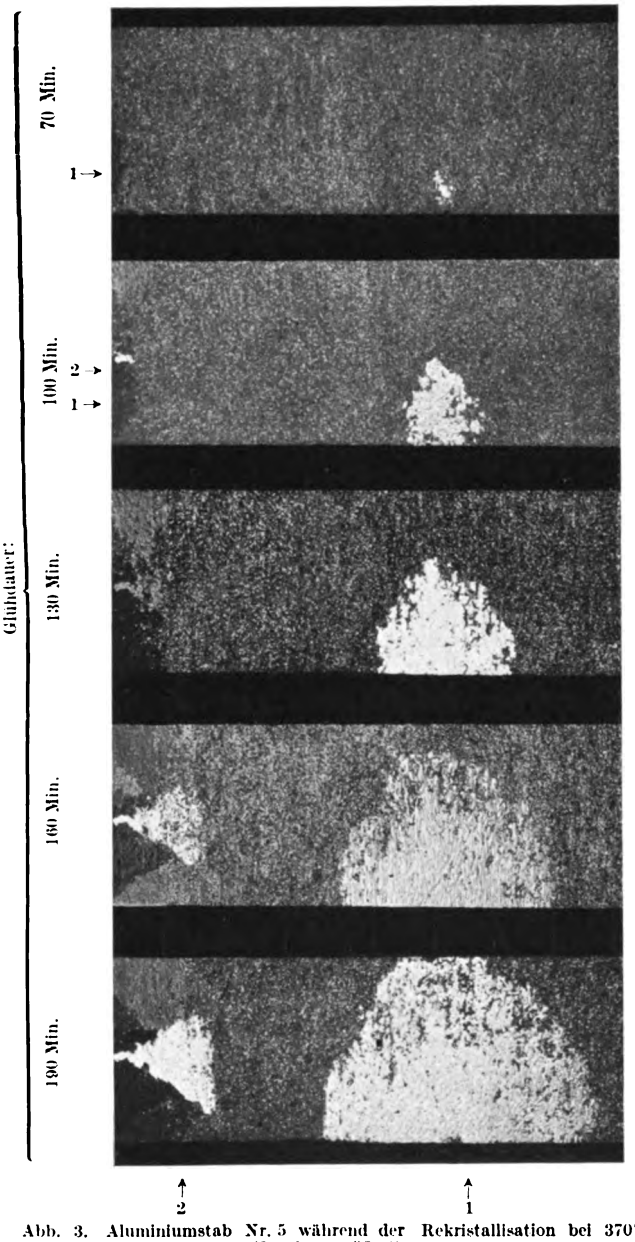


Abb. 3. Aluminiumstab Nr. 5 während der Rekristallisation bei 370° (2mal vergrößert).
Reckgrad von Kristall 1 = 9,3%
2 = 9,8%
3 = 9,0%

Zudem ergibt z. B. das Gesetz von Hanemann die unwahrscheinliche Tatsache, daß das Wachstum der Kristalle im Zeitpunkt 0 mit unendlich großer (linearer) Geschwindigkeit beginnt.

Es erschien daher eine von allen Annahmen unabhängige Verfolgung des Kristallwachstums bei der Rekristallisation notwendig. Dies geschah nach einer Reihe von ergebnislosen Versuchen auf folgendem Wege. Bei gedehnten, schwach konischen Flachstäben aus Aluminium konnte das Wachstum einiger größerer

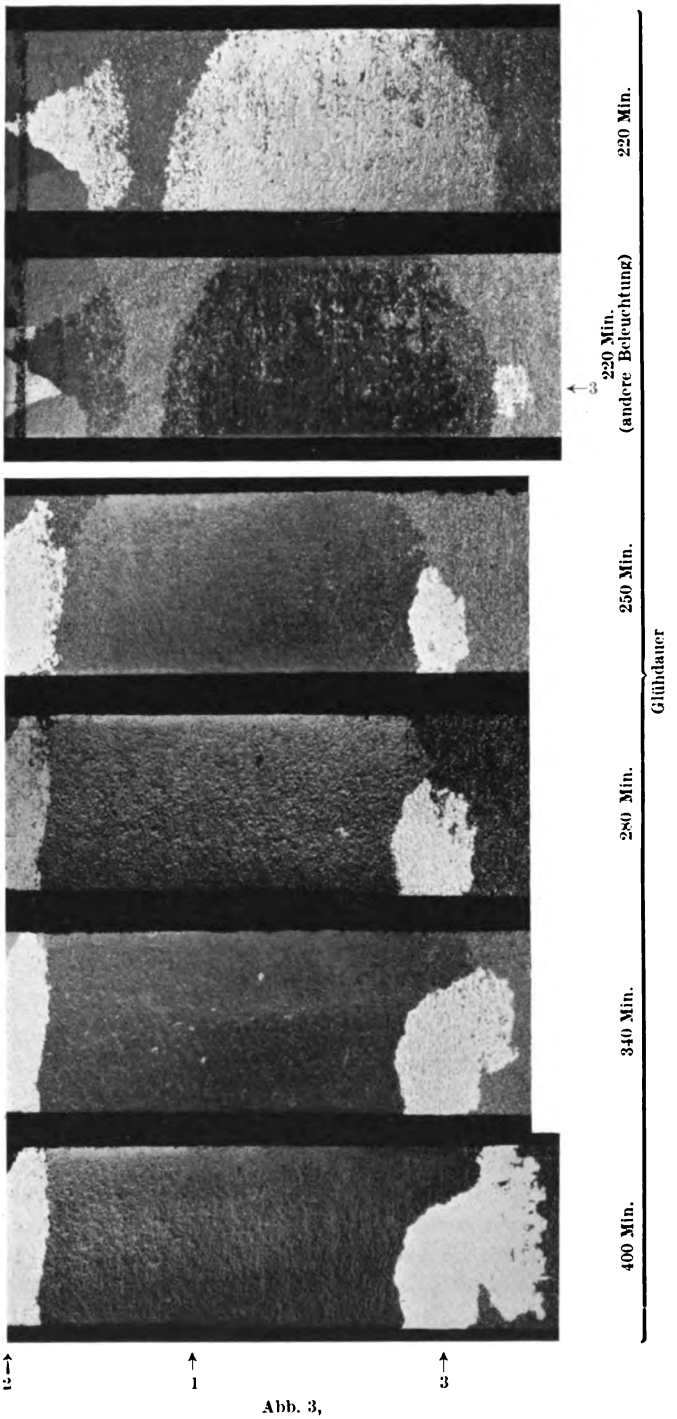


Abb. 3,

Kristalle in allen Einzelheiten verfolgt werden. Bei etwa 10% Dehnung bildeten sich bei 370° rund 10 mm große Kristalle im Laufe von einigen Stunden. Die Kristalle in dem bei 500° eine halbe Stunde geglühten Ausgangsmaterial hatten etwa $^1/_{100}$ bis $^1/_{10}$ mm Durchmesser.

Die ursprünglich 1,5 mm dicken Stäbe mußten stark abgeätzt werden; zunächst einseitig bis zur Mitte, damit die Dicke des Stabes bei der Messung der Kristallgröße nicht wesentlich ins Gewicht fiel, dann nach jeder

[1] Tammann und Dreyer: a. a. O.

Digitized by Google

einzelnen Glühung, um die jedesmal an der Oberfläche zurückgebliebenen kleinen Kristalle zu beseitigen (vgl. Abb. 3[1]). Hierdurch wurden die Versuche leider frühzeitig beendet.

Abb. 3 zeigt nun in photographischer Wiedergabe einen einzelnen Kristall nach verschiedenen Zeiten, der sich weitgehend ungestört im gedehnten Stabe (Nr. 5) ausbreiten konnte, bis an seiner Grenze ein anderer, neuer Kristall entstand. Die dunklen Stellen im Kristall, die seine Umrisse verwischen, rühren von unvollkommen weggeätzten Oberflächenkristallen her. Abb. 4 gibt ferner schematisch die Umrisse von drei Kristallen nach verschiedenen Zeiten wieder, welche in einem anderen

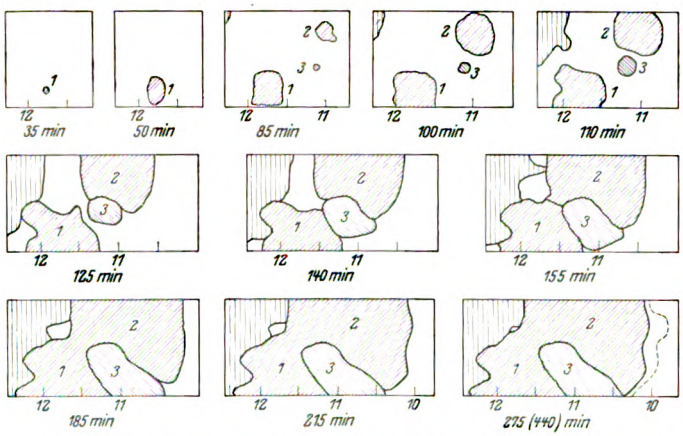


Abb. 4. Nachzeichnungen eines Aluminiumstabes während der Rekristallisation (nat. Größe). Kristalle 1 und 2 hatten fast gleiche Orientierung.
Reckgrad bei Marke 12 = 9,6%
11 = 9,2%
10 = 8,8%

Stabe (Nr. 4) in einigem Abstand voneinander entstanden waren. Zunächst erkennt man aus Abb. 3 und 4, daß in der Tat an einigen Stellen kleine neue Kristalle entstehen, welche die Bezeichnung Keime oder Kerne durchaus verdienen. Diese vergrößern sich dann, bis sie den Stabrand oder andere Kristalle berühren, womit dann das Wachstum in dieser Richtung bei den hier in Frage kommenden Zeiten praktisch zum Stillstand kommt.

Aus den Umrissen der Kristalle in Abb. 3 und 4 kann auch gut ihr Wachstum zahlenmäßig festgestellt werden. Dabei ist es meist zweckmäßig, die zuletzt größte Abmessung, die also am längsten gewachsen ist, zu verfolgen, was auf schätzungsweise $^3/_{10}$ mm genau möglich ist. Die durch Ausmessen ermittelten Werte für die in Abb. 3 und 4 kenntlich gemachten Kristalle sind in Tab. 4 zusammengestellt und in Abb. 5 und 6 aufgetragen.

Abb. 5 und 6 lassen nun erkennen, daß die Kristalle nach verschiedenen Zeiten sichtbar werden und dann bei ungestörtem oder einseitigem Wachstum ihre Abmessungen linear mit der Zeit vergrößern[2].

Extrapoliert man den linearen Verlauf über die kurze, der Beobachtung schwer zugängliche Zeit vor dem ersten festgestellten Auftreten des Kristalls nach der Kristall-

[1] Vgl. R. Karnop und G. Sachs: a. a. O.

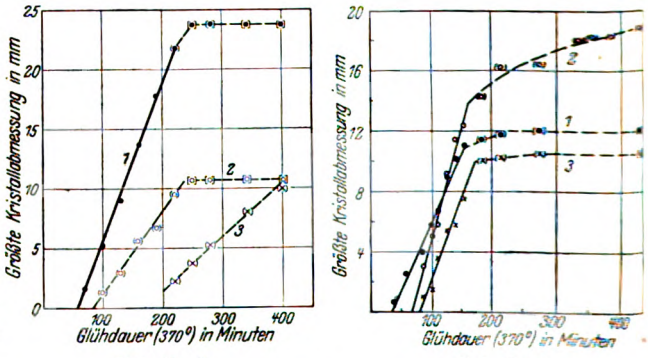
[2] Der gekrümmte Verlauf bei Kristall 2, Stab Nr. 4 (Abb. 6) erklärt sich wohl daraus, daß der Kristall allmählich in schwächer verformtes Material hineinwächst.

Tabelle 4. Größenänderungen von Aluminiumkristallen bei der Rekristallisation (370°).

Stab Nr. 5 (Fig. 3)				Stab Nr. 4 (Fig. 4)			
Glühdauer	Kristall			Glühdauer	Kristall		
Min.	1 mm	2 mm	3 mm	Min.	1 mm	2 mm	3 mm
70	1,7	—	—	35	0,6	—	—
100	5,3	(1,3)	—	58	2,5	—	—
130	9,0	(3,0)	—	85	4,0	3,0	1,0
160	13,7	(5,7)	—	100	5,8	5,0	1,5
190	17,7	(6,7)	—	110	6,7	5,8	3,6
220	(21,7)	(9,0)	(2,3)	125	9,0	9,2	5,4
250	[23,7]	[10,7]	(3,7)	140	10,1	11,5	5,8
280	[23,7]	[10,7]	(5,3)	155	11,0	12,3	7,5
340	[23,7]	[10,7]	(8,0)	185	(11,4)	(14,3)	(10,0
400	[23,7]	[10,7]	(10,0)	215	(11,9)	(16,2)	(10,2
				275	[12,0]	(16,4)	(10,5
				335	—	(18,0)	—
				350	—	(18,2)	—
				380	—	(18,3)	—
				440	[12,0]	[18,5]	[10,5

In runden Klammern (): Wachstum einseitig gehemmt.
In eckigen Klammern []: Wachstum allseitig gehemmt

größe 0 hin, so erhält man als Abszissenwert die wahrscheinliche Geburtszeit des Kristallkeimes. Kristallkeime entstehen danach also erst nach gewissen Zeiten. Diese Zeiten tragen das Merkmal einer statistischen Gesetzmäßigkeit. Zum Beispiel traten die Kristalle 1, 2 und 3 in Abb. 4 bei annähernd gleichem Reckgrad (9,2 bis 9,5%)[1] nach 34, 68 und 80 Min. auf. Nach etwa 105 und 145 Min. konnte dann in der Nähe noch je ein weiterer neuer Kristall festgestellt werden. Nach rund 150 Min. waren die Kristalle bis auf eine kleine Stelle zusammengewachsen, die erst nach 300 Min. verschwunden war, ohne daß sich anscheinend darin ein weiterer Keim gebildet hatte. In diesem Stabe wurde nur noch ein weiterer Keimkristall in einem schwächer gedehnten Bereich (8,3%) nach 335 Min. beobachtet, der sich lang-



Stab Nr. 5. Stab Nr. 4.

Abb. 5 und 6. Größenänderung von Aluminiumkristallen während der Rekristallisation.

sam vergrößerte (2 mm in 2 St.). Ein genauerer Aufschluß über die Keimbildungsgeschwindigkeit bleibt einer weiteren Untersuchung vorbehalten.

Die lineare Wachstumsgeschwindigkeit dieser Kristalle ist andererseits weitgehend von der Zeit unabhängig. Wir können diesen Befund auch so ausdrücken, daß während der Rekristallisation ein neuer Kristall in der

[1] Die Dehnung der Stäbe ist nicht ganz gleichmäßig und vielleicht auf ±0,3% genau angebbar.

Digitized by Google

Zeiteinheit eine seiner Oberfläche proportionale Anzahl von Atomen des verformten Materials seinem Kristallgitter anlagert. Die in dieser Zeit vor sich gehende Entfestigung erweist sich also, in Übereinstimmung mit früheren Beobachtungen[1], als praktisch ohne Einfluß auf den Rekristallisationsvorgang. Nach vollständiger Rekristallisation kommen schließlich die Kornänderungen praktisch zum Stillstand, d. h. sie werden dann von einer geringeren Größenordnung.

Bemerkenswert sind noch die Tatsachen, daß die Wachstumsgeschwindigkeit an Stellen gleichen Reckgrades nichtsdestoweniger in gewissen Grenzen verschieden ist, z. B. bei den Kristallen 1, 2 und 3 nach Abb. 4 rund 0,045, 0,055 und 0,035 mm/min, und daß auch die entstehenden Kristalle zunächst meist als unregelmäßige Vielecke erscheinen.

Es läßt sich demnach als Grundlage für weitere Betrachtungen annehmen, daß die Wachstumsgeschwindigkeit bei der Rekristallisation von der Zeit unabhängig ist. Was die Kernzahl anbetrifft, so steht fest, daß die Einführung einer solchen Größe begründet ist. Ob sie von der Zeit unabhängig ist, wobei sie naturgemäß auf das jeweils noch vorhandene verformte Volumen zu beziehen ist, muß vorläufig dahingestellt bleiben. Jedenfalls dürfte diese einfache Annahme fürs erste zulässig sein.

3. Wir können nunmehr an die Berechnung der Kernzahl und Wachstumsgeschwindigkeit in Abhängigkeit von Reckgrad und Glühtemperatur herangehen. Ist c die Kernzahl und w die Wachstumsgeschwindigkeit, die wir etwa der kubischen Symmetrie des Kupfers entsprechend in drei aufeinander senkrecht stehenden Richtungen wirken lassen, so bilden sich im jeweils unrekristallisierten Volumen $V_0 - V$ (V_0 = Volumen zur Zeit 0) im Zeitpunkt t und Zeitintervall dt die Zahl $(V_0 - V)\,c \cdot dt$ Kerne. Diese haben im Zeitpunkt t_1 das Volumen:

$$dV = (V_0 - V) \cdot c \cdot dt \cdot w^3 (t_1 - t)^3.$$

Und das von $t = 0$ bis $t = t_1$ rekristallisierte Gesamtvolumen ergibt sich aus:

$$\int_0^{V_1} \frac{dV}{V_0 - V} = \int_0^{t_1} c\, w^3 (t_1 - t)^3\, dt,$$

$$\ln \frac{V_0}{V_0 - V_1} = \frac{c w^3}{4} \cdot t_1^4. \qquad (1)$$

Diese Gleichung gilt natürlich nur, solange nicht die neugebildeten Kristalle sich gegenseitig in ihrem Wachstum behindern. In Wirklichkeit wird ja nach einiger Zeit eine solche Wachstumsbehinderung eintreten und das Volumen langsamer als entsprechend Gleichung (1) anwachsen. Von welchem Zeitpunkt ab dieser Einfluß ins Gewicht fällt, läßt sich vorläufig nicht übersehen; und es sei daher angenommen, daß er für unsere Rechnungen vernachlässigt werden darf. In weiteren Untersuchungen wird auch dieser Frage genauer nachgegangen werden.

[1] R. Karnop und G. Sachs: Z. Phys. Bd. 52, S. 301 bis 313. 1928. Die Rekristallisation einzelner Kristalle kann jedoch durch eine Entfestigung stark verzögert werden, vgl. F. Koref: Z. Metallkunde Bd. 17, S. 213 bis 220. 1925.

Aus unseren Beobachtungen ist entsprechend Abb. 1 die Zeit t_1 bekannt, in der das Volumen $V_1 \sim 0{,}5\, V_0$ rekristallisiert ist.

Für die Bestimmung der beiden Geschwindigkeitskonstanten c und w der Rekristallisation wird noch eine zweite Gleichung benötigt. Diese erhalten wir aus der Korngröße der jeweils größten[1], d. h. zuerst gebildeten Kristalle, deren Lineardimensionen nach der Zeit t_1:

$$d = 2\, w t_1 \qquad (2)$$

sein muß.

Die Bestimmungsgleichungen für die Kernzahl c und Wachstumsgeschwindigkeit w lauten dann endlich:

$$c = 32\, \frac{\ln \frac{V_0}{V_0 - V_1}}{d^3 \cdot t_1}, \qquad (3)$$

$$w = \frac{d}{2 t_1}. \qquad (4)$$

Die Korngröße im Fixpunkt unserer Beobachtung war schwer feststellbar, da bei Kupfer die neugebildeten Kristalle unregelmäßige Korngrenzen besitzen und von Zwillingsstreifen durchsetzt sind. Immerhin ließ sich schätzen, daß die Abmessungen d der größten Kristalle etwa 0,2 bis 1 mm betrugen. Ein Einfluß der Glühtemperatur war dabei nicht zu beobachten. Und zwar fällt die Korngröße entsprechend der bekannten Gesetzmäßigkeit um so größer aus, je kleiner der Reckgrad (Querschnittsverminderung) q ist. Im vorliegenden Falle, wo q zwischen 0,03 und 0,18 schwankte, können wir den einfachen Ansatz machen, daß die Korngröße umgekehrt proportional dem Reckgrad ist, womit wir zumindest die Größenordnung der gesuchten Größen erhalten:

$$d \sim \frac{K_1}{q}. \qquad (5)$$

Mit $K_1 \sim 0{,}03$ mm, $\frac{V_1}{V_0} \sim 0{,}5 \left(\ln \frac{V_0}{V_0 - V_1} \sim 0{,}7\right)$ folgen dann die endgültigen Bestimmungsgleichungen für die Kernzahl c und Wachstumsgeschwindigkeit w:

$$c \sim 80 \cdot 10^4 \cdot \frac{q^3}{t_1} \cdot \mathrm{min}^{-1} \cdot \mathrm{mm}^{-3},$$

$$w \sim 15 \cdot 10^{-3}\, \frac{1}{q \cdot t_1} \cdot \mathrm{mm} \cdot \mathrm{min}^{-1}.$$

In Abb. 7 und 8 sind die nach diesen Gleichungen aus Abb. 2 berechneten Wachstumsgeschwindigkeiten w und Kernzahlen c in Abhängigkeit vom Reckgrad aufgetragen. Beide Größen nehmen in starkem Maße mit dem Reckgrad zu, und zwar besonders im Bereich kleiner Reckungen bzw. langsamer Wachstumsgeschwindigkeiten. Eine zusätzliche Reckung von 1% erhöht die Wachstumsgeschwindigkeit im untersuchten Bereich auf das 2- bis 1,3fache, die Kernzahl auf das 4- bis 1,7fache. Ein einfacher Zusammenhang mit dem Reckgrad läßt sich vorläufig nicht erkennen.

[1] Die größten Kristalle müssen auch deshab ins Auge gefaßt werden, weil bei Betrachtung der Oberfläche ein darunterliegender Kristall nicht seine volle Größe zeigt.

Die Korngröße ist bekanntlich in starkem Maße von nebensächlichen Faktoren, besonders von Verunreinigungen, abhängig. Aus Gleichung (3) und (4) folgt, daß solche Faktoren in außerordentlich starkem Maße die Keimzahl beeinflussen müssen, die Wachstumsgeschwindigkeit dagegen verhältnismäßig wenig.

Digitized by Google

Die Temperaturabhängigkeit der Größen ist, soweit es die vorliegenden Versuche mit einiger Zuverlässigkeit gestatten, in Abb. 9 und 10 wiedergegeben. Auch der

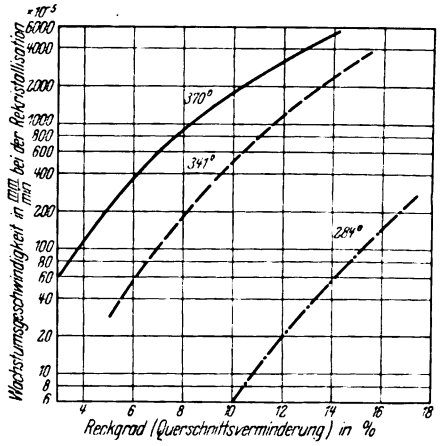


Abb. 7. Abhängigkeit der Wachstumsgeschwindigkeit bei der Rekristallisation von Kupfer vom Reckgrad.

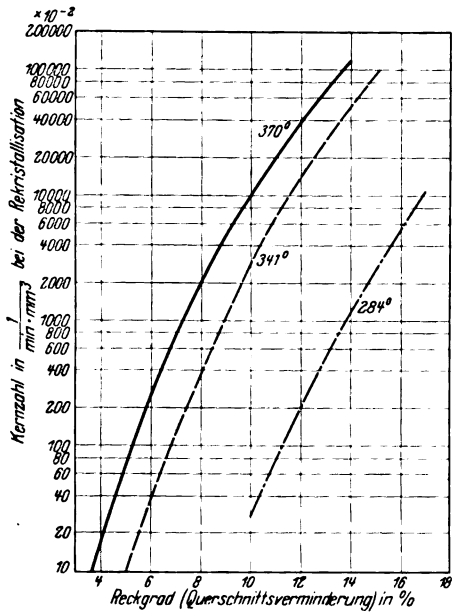


Abb. 8. Abhängigkeit der Kernzahl bei der Rekristallisation von Kupfer vom Reckgrad.

Temperatureinfluß ist bei langsamen Wachstumsgeschwindigkeiten besonders groß und nimmt dann erheblich ab. 10° Temperatursteigerung erhöhen die Wachstumsgeschwindigkeit etwa auf das 2- bis 1,3fache, die Keimbildungsgeschwindigkeit auf das 3- bis 1,3fache. Der Temperatureinfluß ist danach von gleicher Größenordnung wie bei allen Platzwechselvorgängen der Atome im festen Zustande, zu denen auch die Rekristallisat[illegible] gehört.

Es soll vorläufig darauf verzichtet werden, e[illegible] theoretische Begründung der beobachteten G[illegible] mäßigkeiten zu geben, da weitere Versuche zu di[illegible] Frage im Gange sind. Jedenfalls bedarf eine umfass[illegible]

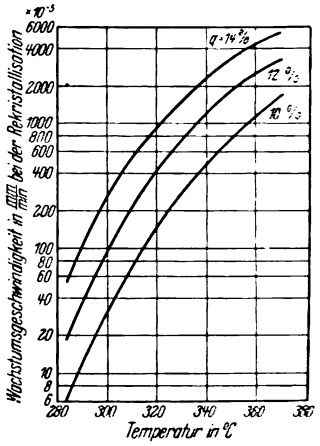


Abb. 9. Abhängigkeit der Wachstumsgeschwindigkeit bei der Rekristallisation von Kupfer von der Temperatur.

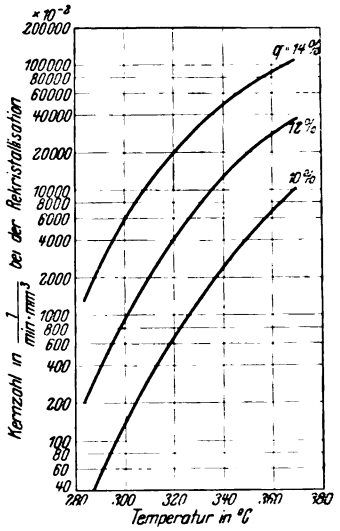


Abb. 10. Abhängigkeit der Kernzahl bei der Rekristallisation von Kupfer von der Temperatur.

Theorie der Rekristallisation, welche auch die feineren Zusammenhänge zu erklären imstande ist, einer eingehenderen experimentellen Unterlage als es bisher der Fall ist.

Die vorliegenden Versuche sind durch Unterstützung der Notgemeinschaft der Deutschen Wissenschaften ermöglicht worden, wofür wir ihr besonderen Dank schulden.

Die Orientierung einzelner durch Rekristallisation gewonnener Kristalle.

Von G. Sachs und J. Weerts[1].

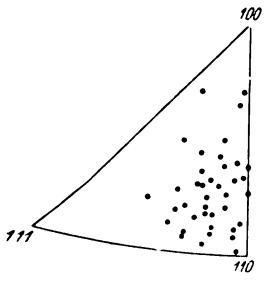
Über die Orientierung großer Kristalle von Aluminium und Aluminiumlegierungen, die durch Rekristallisation gewonnen sind, liegen eine Reihe von Bestimmungen vor, die sich nicht ohne weiteres vereinigen lassen. Im Laufe der Zeit haben wir jedoch Gelegenheit gehabt, eine größere Zahl von Kristallen zu untersuchen, mit dem aus Abb. 1 bis 12 ersichtlichen Ergebnis, daß die Orientierung der Kristalle maßgebend vom Gehalt an Verunreinigungen abhängig ist.

Sowohl Kristalle aus Aluminium als auch solche einer veredelbaren Aluminiumlegierung mit 5% Kupfer

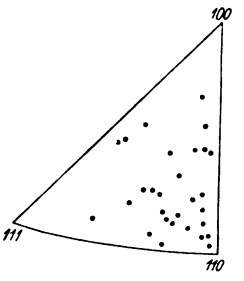
[1] Original: Z. Phys. Bd. 59, S. 497 bis 500. 1930.

Digitized by Google

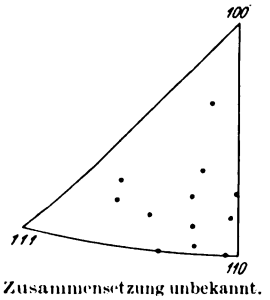
evorzugen ausgesprochen die Flächendiagonale [110], enn ihr Gehalt an Verunreinigungen gering ist.



0,08% Si, 0,20% Fe



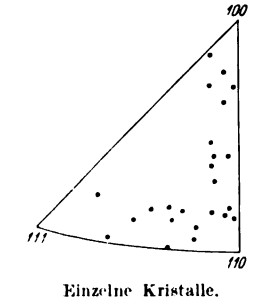
0,22% Si, 0,17% Fe (nach Elam).



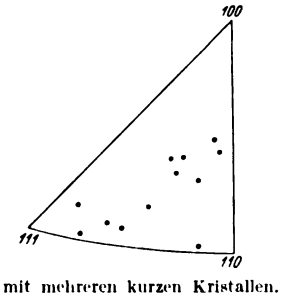
Zusammensetzung unbekannt.

Abb. 1 bis 3. Orientierung von Kristallen aus verhältnismäßig reinem Aluminium.

Dies gilt nach Abb. 1 für Aluminium mit einem Reinheitsgrad von 99,7% Al[1], und gleicherweise nach Abb. 2 für die von Elam untersuchten Aluminiumkristalle mit 99,6% Al[2]. Praktisch die gleiche Orientierungsmannigfaltigkeit wurde auch bei einer Anzahl von Kristallen (Abb. 3) gefunden, deren Zusammensetzung nicht festgestellt war[3]. Ähnlich ist ferner die Orientierung von neuerdings untersuchten Legierungskristallen (Abb. 4), die aus sehr reinem Aluminium erschmolzen waren. Dabei ist eigentümlicherweise noch die durch Würfelkante und Raumdiagonale gehende Zone stark besetzt. Bei einem aus verhältnismäßig kurzen Kristallen bestehenden Stabe des gleichen Materials war die Orientierung nach



Einzelne Kristalle.

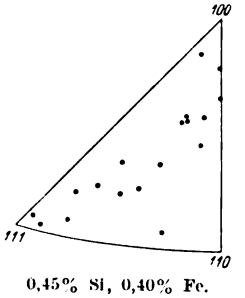


Stab mit mehreren kurzen Kristallen.

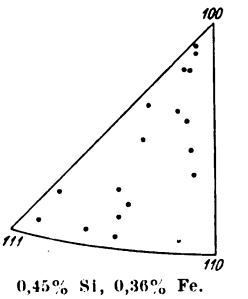
Abb. 4 und 5. Orientierung von Kristallen einer Legierung reinsten Aluminiums mit 5% Kupfer. 0,02% Si, 0,02% Fe, 5,1% Cu.

Abb. 5 weniger ausgesprochen; bei einem feinkristallinen Stabe trat eine Kristallgleichrichtung überhaupt nicht auf.

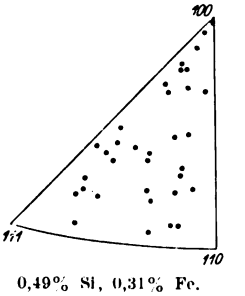
Unreineres Aluminium mit einem Reinheitsgrad von 99,1 bis 99,2% Al ließ bei verschiedenen voneinander unabhängigen Untersuchungen entsprechend Abb. 6[4], 7[1] und 8 (nicht veröffentlicht) eine Orientierungsbevorzugung kaum erkennen. Immerhin scheint die Flächendiagonale besonders bei den eisenreichen Kristallen (Abb. 6) etwas gemieden.



0,45% Si, 0,40% Fe.



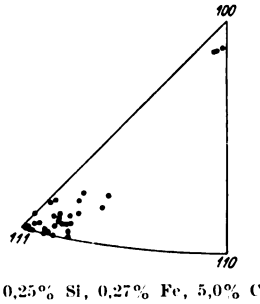
0,45% Si, 0,36% Fe.



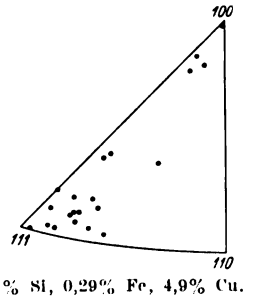
0,49% Si, 0,31% Fe.

Abb. 6 bis 8. Orientierung von Kristallen aus weniger reinem Aluminium.

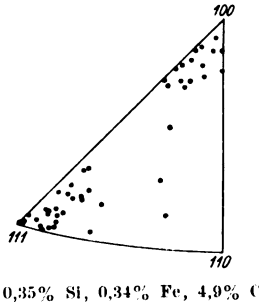
Bei Legierungskristallen mit etwa 0,5 bis 0,7% Verunreinigungen (Si + Fe) findet sich hingegen eine ausgesprochene Häufung der Orientierungen bei der Raumdiagonale [111] und Würfelkante [100], während die Flächendiagonale [110] ganz fehlt (Abb. 9[2], 10[3], 11[4] und 12 [nicht veröffentlicht]). Dabei zeigt sich noch weitergehend, entsprechend Tabelle 1, daß die Würfelkante um so häufiger auftritt, je größer der Si-Gehalt ist.



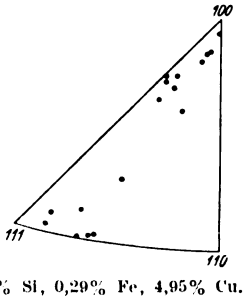
0,25% Si, 0,27% Fe, 5,0% Cu.



0,34% Si, 0,29% Fe, 4,9% Cu.



0,35% Si, 0,34% Fe, 4,9% Cu.



0,38% Si, 0,29% Fe, 4,95% Cu.

Abb. 9 bis 12. Orientierung von Kristallen aus Legierungen weniger reinen Aluminiums mit 5% Kupfer.

[1] J. Weerts: Z. techn. Phys. Bd. 9, S. 126 bis 136. 1928.
[2] C. F. Elam: Phil. Mag. (6) Bd. 50, S. 517 bis 520. 1925.
[3] E. Schiebold und G. Sachs: Z. Krist. Bd. 63, S. 34 bis 48. 1926.
[4] R. Karnop und G. Sachs: Z. Phys. Bd. 41, S. 116 bis 139. 1927.

[1] R. Karnop und G. Sachs: Z. Phys. Bd. 42, S. 283 bis 301. 1927.
[2] Frhr. v. Göler und G. Sachs: Metallwirtsch. Bd. 8, S. 671 bis 680. 1929.
[3] R. Karnop und G. Sachs: Z. Phys. Bd. 49, S. 480 bis 497. 1928.
[4] R. Karnop und G. Sachs: Z. Phys. Bd. 53, S. 605 bis 618. 1929.

Digitized by Google

Tabelle 1. Einfluß der Verunreinigungen auf die Orientierung von Legierungskristallen mit 5% Cu.

	Verunreinigungen			Orientierung			
	Si	Fe	Si+Fe	nahe [111]		nahe [100]	
	%	%	%		%		%
Abb. 9 . .	0,25	0,27	0,52	29	91	3	9
„ 10 . .	0,34	0,29	0,63	17	81	4	19
„ 11 . .	0,35	0,34	0,69	27	59	16	35[1]
„ 12 . .	0,38	0,29	0,67	7	41	10	59

Die Ursache dieses eigentümlichen Einflusses der Verunreinigungen auf die Orientierung großer Rekristallisationskristalle ist vorläufig verborgen. Vielleicht besteht ein gewisser Zusammenhang mit der Tatsache, daß bei reinem Material einzelne Kristalle im allgemeinen schwerer zu gewinnen sind, d. h. die Kristalle im Durchschnitt kleiner ausfallen als bei unreinem Material. A der Kupferzusatz hat nach unseren Versuchen einen gl artigen Einfluß, da sich bei Legierungen mit 1, 2 u 3% Cu-Gehalt nur kurze Kristalle ausbildeten, wä bei einem Cu-Gehalt von 4 und 5% nach der gl Behandlung leicht große Kristalle gewonnen w

Neuere Untersuchungen[1] lassen erkennen, daß Ausbildung großer Kristalle bei der Rekristallisat nicht, wie bei anderen Kristallisationsvorgängen[2], einer Wachstumsauslese einer großen Zahl von Kei beruht. Die Orientierung der entstehenden Keime m vielmehr von vornherein durch die besprochenen Ge mäßigkeiten beeinflußt sein.

[1] Drei Kristalle liegen im Mittelfelde.

[1] R. Karnop und G. Sachs: Z. Phys. Bd. 60, S. 4 bis 480. 1930.

[2] R. Groß und M. Volmer: Z. Phys. Bd. 5, S. 188 191. 1921; R. Groß und H. Möller: Z. Phys. Bd. 19, S. 3 bis 387. 1923.

Die Grobkristallisation von Aluminium.

Von **R. Karnop** und **G. Sachs**[1].

Die Kornänderungen beim Anlassen eines kaltverformten Stoffes bestehen:

1. im Zerfall der verformten und der Bildung neuer Kristalle und

2. im Weiterwachsen der neuen Kristalle unter gegenseitiger Aufzehrung.

Während über den ersten Vorgang, die Rekristallisation, ein umfangreiches Versuchsmaterial vorliegt, sind über den zweiten, das Kornwachstum oder die Sammelkristallisation, bisher nur wenige systematische Untersuchungen durchgeführt[2]. Mit den Gesetzmäßigkeiten der Sammelkristallisation bei Aluminium beschäftigen sich anscheinend nur Arbeiten von Feitknecht[3], sowie von van Arkel und van Bruggen[4], wonach dieser Vorgang sehr verwickelt und undurchsichtig erscheint.

Vom technischen Gesichtspunkte interessiert besonders die Frage nach der Ausbildung sehr großer Kristalle, die nicht nur durch Rekristallisation nach kleinen Verformungen, sondern auch durch Sammelkristallisation bei hohen Temperaturen entstehen können. Eine Frage der Sammelkristallisation ist zweifellos die Überführung von feinkristallinem Wolfram in große Kristalle, die wegen ihrer Bedeutung für die Glühlampenindustrie eingehend untersucht worden ist[5, 6]. Große Kristalle bei hochgeglühtem Material sind ferner auch bei Aluminium[7], und gelegentlich auch bei Zink und Tantal beobachtet worden. Jedoch sind bisher d näheren Bedingungen für die Entstehung großer Krista bei diesen Stoffen nicht bekannt. Es wurden daher a Aluminium verschiedener Reinheit einige systematisch Versuchsreihen über die Grobkristallisation durchgeführt.

1. Die Grobkristallisation ist, wie schon die früher Beobachtungen an Wolfram[5, 6] sowie eigene Beobachtungen an Aluminium[7] und Zink gezeigt haben, maßgebend von geringen Verunreinigungen der Stoffe abhängig. Es wurden daher vier Sorten Handelsaluminium deren Analyse Tafel 1 zeigt, von 10 mm auf verschieden Durchmesser gezogen, dann bei 350°, $^1/_2$ Stde. ausgeglüht, weiter gezogen und schließlich bei verschiedenen Temperaturen, $^1/_2$ Stde. geglüht. Die Abstufung der Durchmesser geschah in der Weise, daß zum Schluß 2,6 mm starke Drähte mit Ziehgraden von 10, 30, 50, 70 und 90% vorlagen. Das Ergebnis der Glühungen geht aus Abb. 1 bis 5 hervor.

Tafel 1.
Analyse der untersuchten Aluminiumsorten.

Bezeichnung	% Al als Rest	% Si	% Fe	% Cu
Al 99,9	99,86	0,07	0,04	0,03
Al 99,2	99,16	0,32	0,47	0,04
Al 99,1	99,09	0,47	0,40	0,04
Al 98,2	98,25	0,43	1,27	0,05

Was zunächst den Einfluß der Verunreinigungen anbetrifft, so zeigt sich beim reinsten amerikanischen Al 99,9 schon bald nach der etwa zwischen 300 und 400° eingetretenen Rekristallisation eine deutliche Kornvergröberung[8]. Die Korngröße wächst zunächst anscheinend gleichmäßig mit zunehmender Glühtemperatur. Von 500° ab jedoch scheinen nach Abb. 1 bei den stärkst

[1] Original: Metallwirtsch. Bd. 8, S. 1115 bis 1118. 1929.

[2] Neuerdings ist das Kornwachstum bei verformten Salzen eingehend von G. Tammann und K. L. Dreyer: Z. anorg. Chem. Bd. 182, S. 289—313. 1929 verfolgt worden.

[3] W. Feitknecht: J. Inst. Metals Bd. 35, S. 131—172. 1926.

[4] A. E. van Arkel und M. G. van Bruggen: Z. Phys. Bd. 42, S. 795—806. 1927; Bd. 51, S. 520—533. 1928.

[5] Z. Jeffries und R. S. Archer: The Science of Metals, New York, S. 111ff. 1924.

[6] H. Alterthum: Z. physik. Chem. Bd. 110, S. 1—16. 1924.

[7] Frhr. v. Göler und G. Sachs: Z. Metallkunde Bd. 19, S. 90—93. 1927.

[8] Siehe Anm. 7, S. 94.

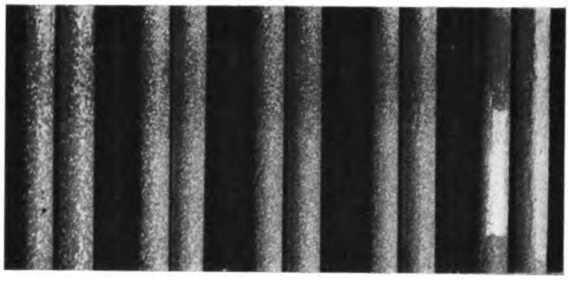
Digitized by Google

450° ½ Stde.

500° ½ Stde.

500° ½ Stde.

550° ½ Stde.



550° ½ Stde.

600° ½ Stde.

600° ½ Stde.

655° ½ Stde.

gezogen 10% 30% 50% 70% 90%

Abb. 1. Grobkristallisation von sehr reinem Aluminium (2× vergr.).

655° ½ Stde.

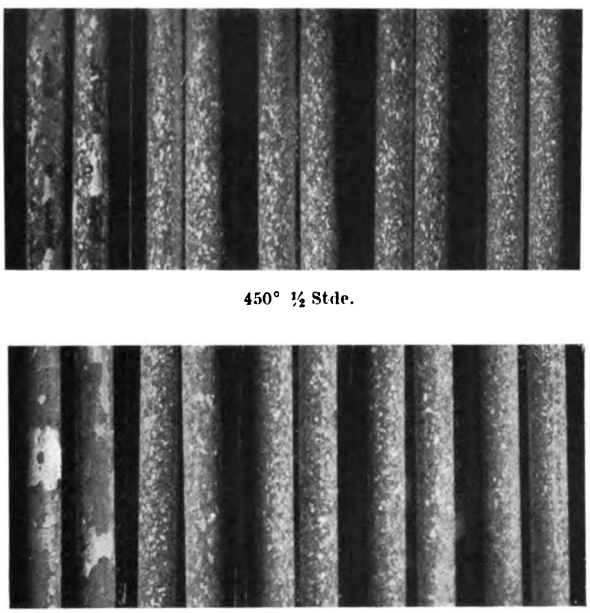
10% 30% 50% 70% 90%

Abb. 2. Grobkristallisation von Aluminium mit 0,32% Si und 0,47% Fe (2× vergr.).

Digitized by Google

gezogenen Drähten vereinzelt besonders große Kristalle zu entstehen. Bei 550° weisen dann alle Drähte außer den am schwächsten gezogenen sehr große Kristalle auf, und von 600° ab vereinzelt auch die um 10% gereckten. Diese Beobachtungen gestatten für Al 99,9 eine Abhängigkeit der Grobkristallisationstemperatur entsprechend Abb. 4 festzulegen. Wenn auch vielleicht die Korngrößenänderungen nicht wirklich sprunghaft erfolgen, so sind sie doch ausgesprochen genug, um zu einer solchen Darstellung zu berechtigen.

Bei dem nächst reinen Al 99,2 tritt die Grobkristallisation nach Abb. 2 und 5 erst 100° später als beim reinsten Aluminium auf. Dafür ist sie aber wesentlich schärfer ausgeprägt, da unvermittelt aus einer feinkörnigen Grundmasse heraus sehr große Kristalle entstehen. Die Erscheinung sieht fast wie eine „zweite Re-



450° ½ Stde.

655° ½ Stde.

10% 30% 50% 70% 90% gezogen

Abb. 3. Ausbleiben der Grobkristallisation bei Aluminium mit 0,47% Si und 0,40% Fe (2× vergr.).

kristallisation“ aus, unterscheidet sich aber von der wirklichen Rekristallisation, wie frühere Versuche zeigen[1], dadurch, daß die großen Kristalle durch Weiterwachsen kleiner Kristalle und nicht durch Neubildung entstehen.

Die beiden unreinsten untersuchten Aluminiumsorten Al 99,1 und Al 98,2 blieben nach $^1/_2$stündigem Anlassen und auch nach 3stündigem Anlassen bis 655° praktisch unverändert, und zwar die höheren Reckgrade feinkörnig. Der niedrigste Reckgrad (10%) von Al 99,1 war, wie Abb. 3 zeigt, von vornherein durch Rekristallisation verhältnismäßig grobkörnig geworden. Überhaupt fällt bei diesem Material das im ganzen gröbere Korn auf.

Mit wachsendem Gehalt an Verunreinigungen nimmt also die Neigung des Aluminiums zur Grobkristallisation schnell ab. Bei dem unreinen Material fallen aber die Kristalle, falls Grobkristallisation überhaupt eintritt, besonders groß aus. Ferner sind sie dann nach Abb. 1 und 2 um so größer, je niedriger der Reckgrad, und auch je niedriger die Glühtemperatur ist. Schnelles Durchschreiten der Temperatur beginnender Grobkristallisation scheint danach das Kornwachstum zurückzuhalten[1].

2. Die Verunreinigungen in technischem Aluminium sind vorwiegend Eisen und Silizium. Welcher dieser beiden Stoffe die Grobkristallisation besonders beeinflußt ist aus den obigen Versuchen nicht ohne weiteres zu erkennen.

Es wurden daher einige Versuche an reinstem Aluminium, sowie an Proben, die mit 0,3% Silizium bzw. mit 0,3% Eisen legiert waren, durchgeführt. Von den Materialien lagen Drähte von 1 mm Durchmesser vor, die aus 5 bis 8 mm starken Walzdrähten ohne Zwischenglühung herabgezogen waren.

Abb. 6 zeigt, daß die Grobkristallisation von Eisen in viel stärkerem Maße als von Silizium zurückgehalten

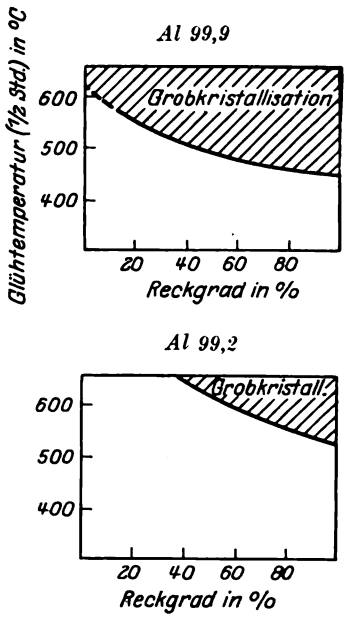


Abb. 4 und 5. Temperaturgebiete der Grobkristallisation bei Aluminium verschiedenen Reinheitsgrades.

wird. Das Silizium hat vielleicht eine geringe Erhöhung der Grenztemperatur und Vergrößerung der dabei entstehenden Kristalle zur Folge. Bei höheren Temperaturen fallen dann aber die Kristalle beim reinen Aluminium deutlich am größten aus. Der geringe Eisenzusatz setzt dagegen die Temperatur der Grobkristallisation um 50 bis 100° herauf und führt wieder zu besonders großen Kristallen.

Danach erscheint der Eisengehalt hauptsächlich in der Behinderung der Grobkristallisation wirksam, während das Silizium, das hier größtenteils in fester Lösung vorliegen dürfte, von geringem Einfluß ist[2].

Die Beobachtungen am technischen Material decken sich jedoch mit dieser Feststellung nicht. Das Al 99,2, das übrigens vom Lieferwerk als 99,5proz. Aluminium

[1] Siehe Anm. 3, S. 94.

[1] Vgl. die Versuche von H. Röhrig: Z. Metallkunde Bd. 16, S. 265—270. 1924, die vielleicht ebenfalls in diesem Sinne zu deuten sind.

[2] Vgl. auch die Versuche von E. Saeftel und G. Sachs: Z. Metallkunde Bd. 17, S. 158. 1925, über den Einfluß von Kadmium auf Silber.

Digitized by Google

angeliefert war, enthält mehr Eisen als das Al 99,1. Nichtsdestoweniger zeigt Al 99,2 ausgeprägte Grobkristallisation, Al 99,1 dagegen nicht. Bei der Beurteilung dieser Tatsache muß jedoch berücksichtigt werden, daß die Analyse auf Silizium und Eisen nicht allein als ausschlaggebend für den „Reinheitsgrad" des Aluminiums angesehen werden kann. Für die Beeinflussung der Grobkristallisation kommen wahrscheinlich auch noch Verunreinigungen an Gasen und anderes mehr in Frage, die analytisch nicht ohne weiteres nachweisbar sind. Auch die Verarbeitungsfähigkeit des Aluminiums ist ja bekanntlich keineswegs vom Silizium- und Eisengehalt allein abhängig, sondern z. B. bei einem aus Abfällen erschmolzenen und darum gashaltigeren Material wesentlich verschlechtert.

3. Eine Beeinflussung der Grobkristallisation bei einem vorliegenden Material ist, wie Abb. 4 und 5 zeigen, in erster Linie durch die Wahl der Abnahme zwischen den letzten Glühungen möglich. Der um 30% gezogene Draht wird, sowohl bei Al 99,9 wie bei Al 99,2, erst bei einer etwa 100° höheren Temperatur grobkörnig als der um 90% gezogene. Der um 10% gezogene Draht fällt für diesen Vergleich, und damit auch für eine Unterdrückung der Grobkristallisation aus, da er von vornherein zu verhältnismäßig großen Kristallen rekristallisieren kann (vgl. Abb. 3), die sich dann allerdings nicht mehr wesentlich ändern.

4. Von gewissem Einfluß auf die Grobkristallisation könnte auch der chemisch-physikalische Zustand des Siliziums sein, der durch Wärmebehandlung geändert werden kann. Es wurden daher einige Proben bei einer Dicke von 7,9 mm entsprechend Tafel 2 verschieden behandelt, dann um 90% auf 3 mm Durchmesser herabgezogen und wieder bei verschiedenen Temperaturen angelassen.

Tafel 2. Übersicht über die Behandlung einiger Proben von Al 99,2.

Probe	Behandlung bei 7,9 mm ⌀
a	350°, ½ Stde. geglüht, im Ofen erkaltet
b	550°, ½ Stde. geglüht, im Ofen erkaltet
c	550°, ½ Stde. geglüht, abgeschreckt

Das Ergebnis der Versuche war den Erwartungen entsprechend, daß die von hohen Temperaturen abgeschreckten Probe infolge ihres geringeren Gehaltes an freien Verunreinigungen weniger zur Grobkörnigkeit neigte. Während die vor dem Ziehen bei 350° geglühten Proben bei 550° sehr grobkörnig wurden, zeigten sich bei dem vor dem Ziehen von 550° langsam abgekühlten Material nach dem Ziehen und erneuter Glühung bei 550° nur eine Anzahl größerer Kristalle und erst bei 600° eine durchgängige Grobkristallisation. Bei den vor dem Ziehen von 550° abgeschreckten Proben hatten sich bei 500° ganz vereinzelt und bei 600° auch erst eine Anzahl von Kristallen von einigen Millimetern Durchmesser gebildet. Nach dem Glühen bei 650° war auch hier eine deutliche Abstufung in der Korngröße zu erkennen, derart, daß bei dem niedrig geglühtem Material Kristalle bis zu 10 mm Länge, bei dem von 550° abgeschreckten nur solche bis zu etwa 1 mm Länge entstanden waren.

Ferner wurde noch durch einige Versuche wahrscheinlich gemacht, daß grobkörniges Ausgangsmaterial

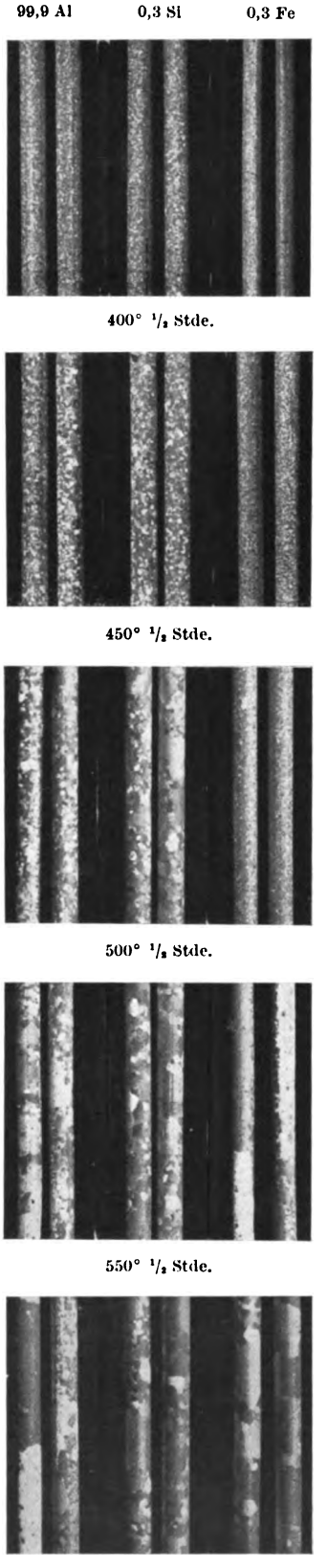


Abb. 6. Grobkristallisation von reinstem Aluminium mit verschiedenen Zusätzen (4× vergr.).

— sei es durch Überhitzen, sei es durch Recken gewonnen — auch späterhin zur Grobkörnigkeit mehr neigt als feinkörniges.

Digitized by Google

5. Der Nachteil des groben Kornes für die technische Verwendung des Aluminiums ist in erster Linie die da-

Abb. 7. Grobkörniges und stark überhitztes Aluminiumstäbchen, beim Zugversuch in den Korngrenzen gerissen (2× vergr.).

durch hervorgerufene rauhe Oberfläche nach Verformungen, z. B. bei Blechwaren. Dagegen zeigt sich im Gegensatz zur häufigen Annahme ein grobes Korn keineswegs von vornherein spröde und zur Rißbildung neigend. Erst nach besonders starker Überhitzung wird grobkörniges Material auch besonders spröde. Die Verunreinigungen haben sich dann an den Korngrenzen angehäuft, die sogar unter Umständen infolge der dadurch bewirkten Erniedrigung der Schmelztemperatur teilweise anschmelzen können. Dies wirkt sich dann bei grobkörnigem Material besonders ungünstig auf die Tragfähigkeit aus, da leicht entsprechend Abb. 7 ein Bruch in den Korngrenzen eintritt. Eine Schädigung tritt aber auch bei feinkörnigem Material durch eine solche Behandlung ein.

Grundtatsachen der Kristallplastizität und Versuche zu ihrer theoretischen Deutung.

Von **W. Boas** und **E. Schmid**[1].

Die Mechanismen der plastischen Kristalldeformation sind die Translation und die mechanische Zwillingsbildung. Dem Kristallographen sind diese Vorgänge schon seit Jahrzehnten bekannt, und es liegt heute auch bereits ein sehr großes Beobachtungsmaterial über Translations- und Zwillingselemente vor. Quantitative Untersuchungen über den Kraftverlauf während der Deformation sind erst seit einigen Jahren angestellt worden. Die Versuche sind meistens an großen Metallkristallen durchgeführt worden und hier wieder betreffen sie vorwiegend die Translation. Über einige neuere Arbeiten, die sich mit diesem Gegenstand befassen und die vor allem die einer theoretischen Erklärung bedürftigen Grundtatsachen deutlich hervortreten lassen, wird nachfolgend berichtet.

Zunächst ist aber einiges vorauszuschicken über die Größe, durch die wir die Plastizität eines Kristalls (zufolge Translation) messen.

I. Physikalische Rechtfertigung der kritischen Schubspannung.

In Abb. 1 sind am Beispiel zweier Kadmiumkristalle die Anfänge der Dehnungskurven gezeichnet[2]. Man erkennt, daß auf ein Gebiet sehr starker Verfestigung (steiler Lastanstieg mit geringer Dehnung) sehr unvermittelt ein Gebiet ausgiebiger Dehnung bei nur geringem Spannungsanstieg folgt. Der Übergang ist stets so schroff, daß der Spannung, bei welcher die ausgiebige Translation einsetzt, wohl eine physikalische Bedeutung zuzuschreiben ist; sie wird als Streckgrenze des Kristalls bezeichnet[3]. Auch Fließversuche führen zu einer sehr scharfen Definition der Streckgrenze. Abb. 2 zeigt dies für einen Kadmiumkristall, den man unter verschiedenen Spannungen fließen ließ. Es ergibt sich, daß die Fließgeschwindigkeit bei der Erreichung einer gewissen Spannung unstetig stark ansteigt (Kurve 3). Der Vergleich des so erhaltenen ausgezeichneten Spannungswertes mit der aus der Dehnungskurve ermittelten Streckgrenze ergibt Übereinstimmung beider Werte.

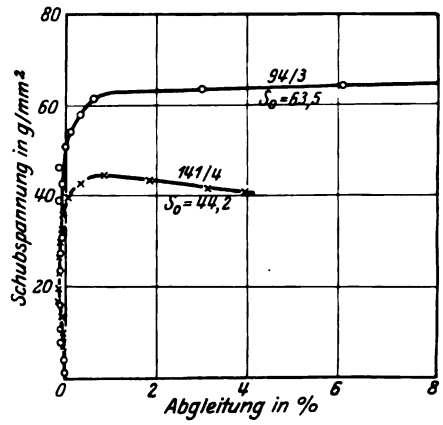


Abb. 1. Beginn der Dehnung von Cd-Kristallen.

Zerlegen wir nun die an der Streckgrenze herrschende Spannung in ihre Komponenten (vgl. Abb. 3), so folgen, wenn χ bzw. λ die Winkel zwischen Zugrichtung und

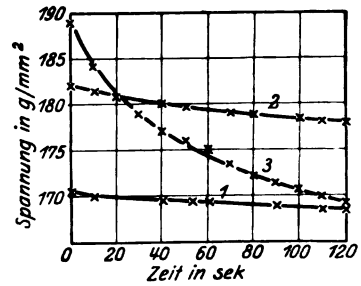


Abb. 2. Fließkurven eines Cd-Kristalles nach verschieden starker Beanspruchung. (Eine Spannungsabnahme von 10 g/mm² entspricht hier einer Dehnung von 0,67%.)

Translationsfläche bzw. -Richtung sind, die Ausdrücke $S = \sigma \cdot \sin\chi \cdot \cos\lambda$ für die Schubkomponente in der Richtung der Abgleitung und $N = \sigma \sin^2\chi$ für die Normalkomponente. Die experimentelle Verfolgung der Abhängigkeit der Streckgrenze von der Lage der Translationselemente im Kristall hat nun zu dem Ergebnis geführt, daß die Erreichung einer bestimmten Schubkomponente maßgebend ist für das Einsetzen ausgiebiger Translation. Die auf die Trans-

[1] Original: Kultur und Technik (russisch), Moskau 1930, S. 30.

[2] W. Boas und E. Schmid: Z. Phys. Bd. 54, S. 16. 1929. Daselbst auch ausführliche Literaturangaben.

[3] Die Streckgrenze eines Einkristalls ist also nicht, wie die des Vielkristalls, durch Definition festgelegt (0,2% plastische Dehnung), sondern besitzt eine im Wesen des Vorganges begründete physikalische Bedeutung.

Digitized by Google

lationsfläche wirkende Normalkomponente, welche Schwankungen wie 1:65 aufwies, hat sich als unwesentlich herausgestellt. Abb. 4 zeigt diesen Tatbestand am

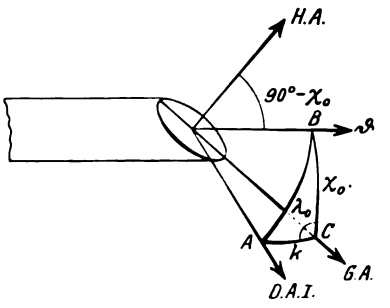


Abb. 3. Komponentenzerlegung der Zugspannung.
H.A. = hexagonale Achse. *D.A.I.* = digonale Achse I. Art.
B = Drahtachse. *G.A.* = große Achse der Gleitellipse.

Beispiel des Zinkkristalls[1]. Die bei verschiedenen Kristallorientierungen beobachteten Streckgrenzwerte werden durch die Kurve, die unter der Annahme konstanter „kritischer" Schubfestigkeit der Translationsfläche berechnet ist, gut ausgeglichen. Man kann sich leicht davon überzeugen, daß andere Bruchgefahrhypothesen, wie sie für den Vielkristall im Laufe der Jahrhunderte mit mehr oder weniger Erfolg aufgestellt wurden, beim Einkristall versagen (größte Hauptdehnung, Hauptspannung, Gesamtenergie, Gestaltänderungsenergie).

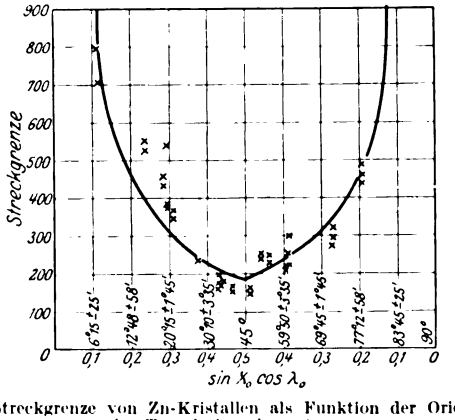


Abb. 4. Streckgrenze von Zn-Kristallen als Funktion der Orientierung der Translationselemente.

Ein sehr eleganter Ansatz zur Beschreibung der Kristallplastizität rührt von v. Mises her[2]. Als Fließbedingung wird eine allgemeine quadratische Funktion der Normal- und Schubspannungen angesetzt, die an der Streckgrenze einen charakteristischen konstanten Wert erreichen soll [$F(\sigma_x, \sigma_y, \sigma_z, \tau_x, \tau_y, \tau_z) = \text{const.}$]. Die Anzahl (21) der in dieser Gleichung auftretenden Konstanten verringert sich durch die Annahme der Unwirksamkeit allseitig hydrostatischen Druckes zunächst auf 15 und weiter durch Berücksichtigung der Symmetrie der verschiedenen Kristallsysteme noch sehr erheblich. Für kubische Kristalle ergibt sich für die Streckgrenze in einer durch die Winkel α, β, γ zu den Hauptachsen gegebenen Richtung der Ausdruck

$$\sigma = \frac{K}{\sqrt{2 + (\varkappa - 6)(\cos^2\alpha\cos^2\beta + \cos^2\beta\cos^2\gamma + \cos^2\gamma\cos^2\alpha)}};$$

im hexagonalen System gilt für eine Richtung unter dem Winkel γ zur hexagonalen Achse

$$\sigma = \frac{K}{\sqrt{1 + \lambda + (\varkappa - 2\lambda - 4)\cos^2\gamma - (\varkappa - \lambda - 5)\cdot\cos^4\gamma}}$$

(K, k bzw. $K, \varkappa, \lambda$ Konstante). Ein Vergleich mit den Beobachtungen ließ es bei hexagonalen Metallen zunächst als unentschieden erscheinen, welche der beiden Fließbedingungen (quadratischer Spannungsansatz oder Schubspannung) die bessere ist. Versuche an kubischen Kristallen scheinen aber doch dem Schubspannungsgesetz den Vorzug zu geben. Aus der v. Misesschen Bedingung ergibt sich nämlich, wenn σ_1, σ_2 und σ_3 die für Würfelkante, Flächendiagonale und Raumdiagonale gültigen Streckgrenzenwerte sind, die von den Konstanten freie Gleichung:

$$4\left(\frac{\sigma_1}{\sigma_2}\right)^2 - 3\left(\frac{\sigma_1}{\sigma_3}\right)^2 = 1.$$

Nach dem Schubspannungsgesetz hat dieser Ausdruck für die Translationselemente $T = (111)\, t = [101]$; $T = (101)\, t = [111]$; $T = (112)\, t = [111]$; $T =$ banal $t = [111]$ den Wert 2,7. Die Versuche an Messingkristallen von Masima und Sachs[1] führen auf 3,1.

Des weiteren ergibt sich aus der v. Misesschen Bedingung, daß das Minimum der Streckgrenze entweder in der Würfelkante oder in der Raumdiagonale liegt. Das Schubspannungsgesetz führt auf eine Lage, in der sowohl die Translationsfläche wie -richtung 45° mit der Zugrichtung einschließen. Für $T = (111)\ t = [101]$ ist dies eine Richtung, die man erhält, wenn man zunächst sich in der Würfelfläche um etwa 25° von einer Würfelkante entfernt und sodann um etwa 5° aus der Fläche heraustritt. Messungen von Sachs[2] und Mitarbeitern an Messing und Cu-Al-Kristallen zeigen, daß das Minimum in der Nähe der vom Schubspannungsgesetz geforderten Orientierung liegt. Damit dürfte die Überlegenheit des Schubspannungsgesetzes gegenüber der einzigen für den Einkristall noch zur Diskussion stehenden Fließbedingung dargetan sein.

Für den ungeordneten Vielkristall kubisch flächenzentrierter Metalle ist durch Mittelwertbildung über die Gesamtheit der Orientierungen G. Sachs[3] der Nachweis gelungen, daß im Torsionsversuch die größte Schubspannung an der Fließgrenze um 15% höher liegt als im einfachen Zugversuch, wenn man für den Einzelkristall das Schubspannungsgesetz zugrunde legt. Der experimentell gefundene Unterschied beträgt 12% und wurde bisher stets als Bestätigung der Gestaltsänderungshypothese angesehen, welche ebenfalls einen Überschuß von 15% liefert.

Für die physikalische Bedeutung der kritischen Schubspannung spricht unseres Erachtens auch, daß mit ihrer Hilfe der weitere Kraftverlauf während der Dehnung einfach beschreibbar ist. Ebenso wie die Streckgrenze wird auch die Dehnungskurve stark von der Orientierung beeinflußt. Das ganze Spektrum der

[1] P. Rosbaud und E. Schmid: Z. Phys. Bd. 32, S. 197. 1925.

[2] R. v. Mises: Z. angew. Math. Mech. Bd. 8, S. 161. 1928.

[1] M. Masima und G. Sachs: Z. Phys. Bd. 50, S. 161. 1928.

[2] M. Masima und G. Sachs: a. a. O.; R. Karnop und G. Sachs: Z. Phys. Bd. 49, S. 480. 1928.

[3] G. Sachs: Z. V. d. I. Bd. 72, S. 734. 1928.

Digitized by Google

Dehnungskurven kann aber auf eine einzige Kurve zurückgeführt werden, die die Schubspannung im Translationssystem als Funktion der Abgleitung darstellt.

Wir glauben, daß durch das Vorausgehende eine genügende Rechtfertigung für die Verwendung der kritischen Schubspannung als kennzeichnende Größe für die Kristallplastizität gegeben ist. Eine Bemerkung ist hierzu allerdings noch zu machen, die die elastische Schiebung an der Streckgrenze betrifft. Es zeigt sich nämlich daß in den bisher untersuchten Fällen die Bedingung konstanter Schubfestigkeit identisch ist mit einer Bedingung konstanter elastischer Schiebung. Die Schiebung ist hier proportional der Schubspannung. Diese Proportionalität besteht jedoch nicht bei der Translation raumzentrierter Kristalle und der des tetragonalen Zinnkristalles, so daß eine Verfolgung der Orientierungsabhängigkeit der Streckgrenze solcher Kristalle zwischen den beiden Möglichkeiten konstanter Schubspannung oder konstanter Schiebung entscheiden kann[1].

II. Eigenschaften der kritischen Schubspannung.

An Hand der kritischen Schubspannung, deren physikalische Bedeutung für die Translation eben erwiesen wurde, soll nun eine Beschreibung des Beobachtungsmaterials, sofern es für eine physikalische Erklärung von Wichtigkeit ist, gegeben werden.

Tabelle 1. Kritische Schubspannung und elastische Schiebung an der Streckgrenze von Metallkristallen.

Metall	Kristallklasse	Kritische Schubspannung kg/mm²	Schubmodul kg/mm²	Schiebung
Cd	D_{6h}	0,058	1730	$3{,}35 \cdot 10^{-5}$
Zn	D_{6h}	0,094	4080	2,30
Bi.	D_{3d}	0,221	970	22,8
α-Messing . . .	O_h	1,44	2440	58,6
Al (5% Cu) veredelt	O_h	9,30	2450	379

Der Punkt, auf den zuerst wegen seiner Bedeutung für die Theorie des Festkörpers hinzuweisen ist, ist die Größe der Schubspannung. Aus der Tabelle, die die bisher an Metallkristallen beobachteten Schubspannungen und Schiebungen an der Streckgrenze enthält, entnehmen wir, daß die elastische Schiebung in der Translationsrichtung bei reinen Metallen von der Größenordnung 10^{-4} ist. D. h. es genügt die Verschiebung eines Atoms aus seiner Gleichgewichtslage um etwa 0,1 ‰ der Identitätsperiode in der Gleichrichtung, damit der Kristall zu fließen beginnt; eine Verschiebung um die halbe Identitätsperiode, die man zunächst vermuten würde, ist nicht erforderlich[2]. Es ist auch bisher auf keine Weise gelungen, die hiernach etwa 5000mal höher zu erwartende Schubfestigkeit im Experiment zu erreichen. Bei allen Vorgängen, durch die eine Änderung der Schubfestigkeit erzielt wird, bleibt die Schubspannung weit unterhalb des theoretischen Wertes.

Von Einfluß auf den Wert der kritischen Schubspannung sind die Erzeugungsbedingungen und die Vorbehandlung des Kristalls: durch kleinere Kristallisationsgeschwindigkeit und durch Glühen des unbeanspruchten Kristalls wird die Schubfestigkeit herabgesetzt, bei Kadmiumkristallen um mehr als die Hälfte. Der Reinheitsgrad des Metalls ist insofern von Bedeutung, als die Schubspannung durch Zusätze (Legierung, Einlagerung) steigt. Allgemein läßt sich wohl sagen, daß die Schubfestigkeit des Translationssystems um so größer ist, je mehr Störungen man im Gitterbau vermuten möchte ohne Rücksicht auf deren Herkunft: außer der eben erwähnten schnellen und somit ungleichmäßigen Kristallisation und den Verunreinigungen gehören hierher die Tatsache der Verfestigung durch plastische Deformation, die ja, wie röntgenographisch (Asterismus) nachgewiesen ist, mit einer Zerstörung des idealen Kristallgitters verbunden ist, und die Beobachtung, daß die Festigkeit des Polykristalls wesentlich größer als die des Einkristalls ist.

Der Einfluß der Dehnungsgeschwindigkeit ist nur gering und auch die Temperaturabhängigkeit der kritischen Schubspannung ist bemerkenswert klein: während bei Zinkkristallen bei Zimmertemperatur die Basisfläche bei einer Schubspannung von 94 g/mm² abzugleiten beginnt, beträgt der Wert dieser Spannung bei der Temperatur der flüssigen Luft erst 120 g/mm². Von M. Polanyi und dem einen von uns sind diese Versuche bis zur Temperatur des flüssigen Wasserstoffes ausgedehnt worden[1]. Der dabei verwendete Apparat (Abb. 5) ist ein Fadendehnungsapparat nach M. Polanyi, der so abgeändert wurde, daß der Kristall völlig in das Temperaturbad eingetaucht werden konnte[2]. In Abb. 6 sind die Anfangsteile der Dehnungskurven eines Zinkkristalles wiedergegeben, die bei verschiedenen Temperaturen erhalten worden sind. Es zeigt sich, daß der Übergang von flüssiger Luft auf flüssigem Wasserstoff keine nennenswerte Steigerung der Streckgrenze bedingt. Die ausführliche Untersuchung der Streckgrenze von Cd-Kristallen von 20° absolut bis in die Nähe des Schmelzpunktes führte auf den in Abb. 7 dargestellten Verlauf der Schubspannung als Funktion der Temperatur[3]. Man erkennt, daß von etwa 190° C an die Schubfestigkeit bis in unmittelbare Nähe des Schmelzpunktes hin konstant bleibt. Der Anstieg bei sinkender Temperatur ist ungefähr linear, und es liegt nach dem jetzigen Versuchsmaterial kein Grund zur Annahme vor, daß die Schubspannung bei weiterer Temperaturabnahme auf etwa den 5000fachen Wert, der nach dem Obengesag-

[1] W. Boas und E. Schmid: Z. Phys. Bd. 56, S. 516. 1929.

[2] Zufolge der Temperaturbewegung erreichen die Schwingungsamplituden eines Atoms bis 10% des Atomabstandes ohne Instabilwerden des Gitters. Bei einer 1000mal kleineren, aber gerichteten Verschiebung wird dagegen die Stabilität aufgehoben.

[1] M. Polanyi und E. Schmid: Naturwissensch. Bd. 17. S. 301. 1929.

[2] Die Dehnung erfolgt durch Senkung einer Mikrometerschraube, die mit der unteren Einspannklemme des Kristalls verbunden ist, die Spannung wird als Durchbiegung eines Stahlbleches, das die obere Fassung trägt, gemessen.

[3] W. Boas und E. Schmid: Z. Phys. Bd. 57, S. 575. 1929; (für die Bi-Kurve vgl. M. Georgieff und E. Schmid, Z. Phys. Bd. 36, S. 759. 1926).

Digitized by Google

ten als theoretische Festigkeit zu erwarten wäre, steigt[1]. Es ist vielmehr zu vermuten, daß auch am absoluten Nullpunkt die Plastizität des Kristalls mit niedriger Streckgrenze erhalten bleibt[2].

Abb. 5. Apparat für Dehnung in Temperaturbädern.

Die weitere Dehnung nach Überschreiten der Streckgrenze ist mit sehr erheblicher Schubverfestigung verbunden. Im großen und ganzen steigt die Schubfestigkeit proportional der Abgleitung. Dieser Anstieg erfolgt um so steiler, je niedriger die Versuchstemperatur ist. Bei extrem tiefen Temperaturen scheint allerdings schließlich eine konstant bleibende Verfestigung aufzutreten. In Abb. 8 sind nach Versuchen von M. Polanyi und dem einen von uns Dehnungskurven von Kadmiumkristallen wiedergegeben, die das Gesagte erläutern[3]. Während also die Schubspannung des jungfräulichen Kristalls nur in sehr geringem Maße von der Temperatur beeinflußt wird, hängt die des gereckten in sehr starkem Maße von der Temperatur der Reckung ab. Die Ursache für diesen Unterschied erblickt man in der Kristallerholung, die der Verfestigung entgegenwirkt. An

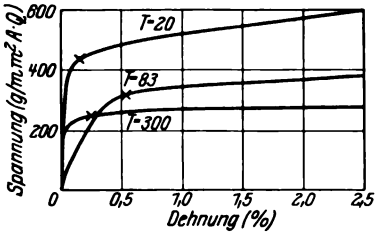


Abb. 6. Anfangsteile der Dehnungskurven eines Zn-Kristalls bei verschiedenen Temperaturen.

[1] Bei 20° abs. ist die spezifische Wärme bereits auf weniger als den 10. Teil ihres Wertes bei Zimmertemperatur abgesunken.

[2] Auf Grund der experimentellen Ergebnisse über die Temperaturabhängigkeit der kritischen Schubspannung können wir zu der am Ende von Kapitel I erörterten Gleichberechtigung der Schubspannung und elastischen Schiebung als Fließbedingung Stellung nehmen. Aus der Konstanz der Schubspannung von Cadmiumkristallen im Gebiete von 140° C unterhalb des Schmelzpunktes bis zu diesem folgt eine Zunahme der elastischen Schiebung in diesem Bereich mit der Temperatur, bei tiefen Temperaturen zeigt sich auf Grund der von E. Goens durchgeführten Bestimmung des Temperaturganges der elastischen Konstanten eine Abnahme der Schiebungswerte bei Temperaturerhöhung. Diese Änderung im Richtungssinn der Temperaturabhängigkeit scheint dagegen zu sprechen, daß die elastische Schiebung die für den Beginn der Translation wesentliche physikalische Größe ist.

[3] M. Polanyi und E. Schmid: a. a. O.

Hand der Abb. 9 sei diese Erscheinung in Erinnerung gebracht. Sie besteht darin, daß ein durch Dehnung

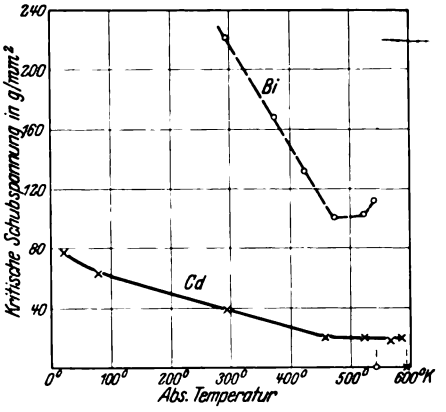


Abb. 7. Temperaturabhängigkeit der kritischen Schubspannung von Metallkristallen.

verfestigter Kristall sich durch Lagernlassen auf Zimmertemperatur oder erhöhter Temperatur spontan ohne Rekristallisation (Orientierungsänderung) entfestigen kann. Abb. 9b zeigt, daß nach 24stündiger Ruhepause die durch eine Reckung von 50% jeweils stark erhöhte

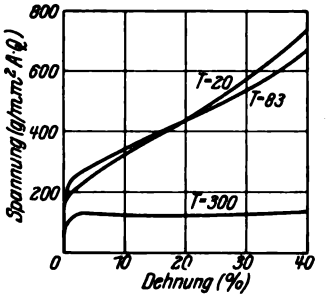


Abb. 8. Dehnungskurven eines Cd-Kristalles bei verschiedenen Temperaturen.

Schubspannung wieder auf ihren Ausgangspunkt abgesunken ist[1]. Diese thermisch bedingte Kristallerholung wirkt der Verfestigung entgegen. Sie ist die Ursache für die Temperaturabhängigkeit der Dehnungskurve. Bei tiefen Temperaturen, wo die Kristallerholung

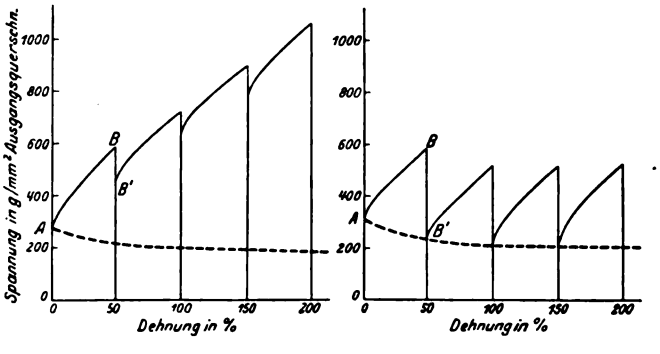


Abb. 9. Erholung von Zn-Kristallen.
a) Ruheintervall 30–40 Sek.; b) Ruheintervall 24 St.

fehlt, sollte demnach die Dehnungskurve von der Geschwindigkeit unabhängig werden. Abb. 10 zeigt, daß diese Erwartung in der Tat bestätigt werden konnte:

[1] O. Haase und E. Schmid: Z. Phys. Bd. 33, S. 413. 1925.

Digitized by Google

während bei Zimmertemperatur eine langsame Reckung mit Spannungsabnahme, eine gleich weite schnell durchgeführte mit erheblichem Spannungsanstieg verbunden ist, zeigt sich bei gleicher Durchführung des Versuches

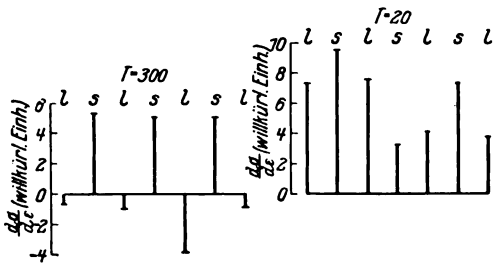


Abb. 10. Spannungsanstieg ($d\sigma/d\varepsilon$) bei abwechselnd langsam (l) und schnell (s) ausgeführten Dehnung eines Cd-Kristalls bei $T = 300°$ und $T = 20°$ (nach M. Polanyi und E. Schmid).

bei 20° absolut kein Einfluß der Dehnungsgeschwindigkeit mehr. Die wesentlichen Kennzeichen der Kristallplastizität, soweit sie die Translation betrifft, lassen ihren athermischen Charakter deutlich hervortreten (Polanyi-Schmid): niedrige ($^1/_{1000}$ bis $^1/_{10000}$ der theoretischen) Streckgrenze, die von der Temperatur nur wenig abhängig ist und bis zu den tiefsten Temperaturen bestehen bleibt; nach Überschreitung der Streckgrenze erhebliche Verfestigung. Diesem kristallographischen Grundvorgang überlagert sich eine thermisch bedingte Erholung, die bei hohen Temperaturen sehr fühlbar wird und das Fließen der Kristalle verursacht.

III. Theoretische Ansätze.

Wie steht es nun mit einer Theorie der Kristallplastizität? Die zu erklärenden Grundtatsachen sind:

1. der niedrige absolute Wert der Streckgrenze,
2. das Gesetz der kritischen Schubspannung,
3. die geringe Temperaturabhängigkeit dieser Schubspannung,
4. die Verfestigung mit zunehmender Abgleitung.

Da auch die experimentell beobachtete Zerreißfestigkeit den theoretisch zu erwartenden Wert um die gleiche Größenordnung unterschreitet, liegt die Vermutung nahe, daß hierfür dieselbe Ursache vorliegt, die die niedrige Streckgrenze bedingt. Eine Theorie sollte so möglichst auch den Fall des Zerreißens mit umfassen.

Eine restlos befriedigende Erklärung steht heute noch aus. Die vorliegenden Deutungsversuche befassen sich gewöhnlich auch nur mit einem Teil der zu erklärenden Punkte. Die Schubspannungskonstanz und die Schubverfestigung werden noch kaum behandelt.

W. Voigt, der zum erstenmal auf die Kleinheit der Schiebungsbeträge bei Translation (Steinsalz) und Zwillingsbildung (Kalkspat) aufmerksam gemacht hat[1], weist darauf hin, daß möglicherweise Inhomogenitäten im Kristall das Einsetzen dieser Deformationsmechanismen bedingen; als solche Inhomogenitäten werden thermische (Wärmebewegung) und strukturelle erwähnt. Beide Annahmen haben kürzlich einen weiteren Ausbau erfahren, und zwar die Vorstellung der thermischen Inhomogenitäten durch R. Becker, die der strukturellen durch A. Smekal.

[1] W. Voigt: Ann. Physik Bd. 60, S. 638. 1919.

Die Beckersche Theorie[1] bezieht sich allerdings zunächst nicht auf die Streckgrenze der Kristalle, deren athermischer Charakter ja durch die Versuche an Einkristallen sichergestellt ist, sondern auf die Temperaturabhängigkeit des Fließens kristalliner Körper. Die von ihm auch beobachtete starke Zunahme der Fließgeschwindigkeit mit steigender Temperatur steht aber, wie M. Polanyi und der eine von uns hervorgehoben haben, durchaus nicht in Widerspruch mit der Auffassung der Kristallplastizität als athermischer Vorgang; sie wird vielmehr als Folge der thermisch bedingten Kristallerholung betrachtet.

A. Smekal sieht im wesentlichen das Vorhandensein von Lockerstellen und die dadurch bedingte Kerbwirkung als Ursache für das vorzeitige Reißen und Gleiten der Kristalle an[2]. Im Gegensatz zum amorphen Körper wird in den Kristallen eine kristallographisch gesetzliche Lagerung der Lockerstellen angenommen, durch die die Spalt- und Translationsflächen bedingt sind. Smekal gibt so eine einheitliche Deutung der niedrigen beobachteten Zerreiß- und Schubfestigkeitswerte. Es muß allerdings vorausgesetzt werden, daß die die Festigkeit erniedrigenden Lockerstellen sich in ihrer Wirkung gegenseitig verstärken, da, wie von Polanyi[3] auf Grund der Griffithschen Theorie hervorgehoben wurde, ein Einzelriß nicht ausreicht, um die große Diskrepanz zwischen experimentellen und theoretischen Festigkeiten zu erklären. Die Tatsache der Beeinflussung der kritischen Schubfestigkeit durch die Erzeugungsbedingungen, die Vorbehandlung und die Erscheinung der Kristallerholung kann nach Smekal qualitativ auf ein Kristallographischwerden der Lockerstellen zurückgeführt werden. Daß die wirksamen Translationsflächen vorhandene Lockerstellen in der Tat durchschreiten, konnte von ihm direckt nachgewiesen werden (Steinsalz). Die geringe beobachtete Temperaturabhängigkeit der Festigkeitswerte wird auf Grund dieser Anschauungen ebenfalls plausibel. Die Verfestigung mit zunehmender Reckung wird auf Veränderung in den Lockerstellen während der Dehnung zurückgeführt. Wenn auch die Smekalschen Vorstellungen noch keineswegs in der Lage sind, ein quantitatives Bild der Beobachtungen zu geben, so ist doch zu sagen, daß sie in rein qualitativer Weise in vieler Hinsicht den experimentellen Erfahrungen gerecht werden.

Zum Schluß sei auf einen Vorschlag hingewiesen, der von M. Polanyi[4] stammt, und den Vorgang der Abgleitung als einen quantenmechanischen Prozeß auffaßt. Eine nähere Begründung hierfür steht noch aus.

Wenn wir heute auch noch keine allgemeine Theorie der Kristallplastizität besitzen, so ist doch zu hoffen, daß das bei dem großen Interesse, das die Probleme bei den theoretischen Physikern gefunden haben, die vorläufig noch so rätselhaften Erscheinungen bald auch befriedigend gedeutet werden.

[1] R. Becker: Phys. Z. Bd. 26, S. 919. 1925.

[2] A. Smekal: Phys. Z. Bd. 26, S. 707. 1925 und zahlreiche neuere Veröffentlichungen.

[3] G. Masing und M. Polanyi: Z. Phys. Bd. 28, S. 169. 1924.

[4] M. Polanyi und E. Schmid: a. a. O.

Digitized by Google

Über die Temperaturabhängigkeit der Kristallplastizität.

Von **W. Boas** und **E. Schmid**[1].

Die Mechanismen der plastischen Deformation sind uns heute dank einer großen Zahl von Untersuchungen, die bei Zimmertemperatur an Metalleinkristallen durchgeführt sind, bekannt. Wir kennen aber nicht die Einzelheiten der physikalischen Vorgänge, die sich bei der plastischen Deformation abspielen: unser Wissen beschränkt sich auf eine einfache phänomenologische Beschreibung mit Hilfe von Gesetzmäßigkeiten geometrisch-kristallographischer Natur, die durch die Stichworte Schubspannungsgesetz und Verfestigungskurve charakterisiert seien.

Das Schubspannungsgesetz gibt die Orientierungsabhängigkeit der Streckgrenze eines Kristalls an; es sagt aus, daß der Beginn deutlicher Translation an das Erreichen einer bestimmten, kritischen Schubspannung in Translationsebene und -richtung gebunden ist. Für die bisher quantitativ untersuchten Fälle kann es auch als Energiegesetz formuliert werden. Hier besteht Proportionalität zwischen Schubspannung und elastischer Schiebung im Translationssystem[2]; die Bedingung der Schubspannungskonstanz ist dann also identisch mit der Bedingung einer konstanten elastischen Schubenergie an der Streckgrenze.

Die Verfestigungskurve ist die Kurve, die die Schubspannung im Translationssystem als Funktion der kristallographischen Abgleitung darstellt, d. h. als Funktion der Schiebung eines Gleitebenenpaketes von der Dicke 1; das ganze Spektrum der Last-Dehnungskurven, die ja weitgehend orientierungsabhängig sind, wird durch diese eine Verfestigungskurve ersetzt.

Von einer physikalischen Theorie verlangen wir eine Erklärung:

Für die Schubspannungskonstanz an der Streckgrenze,

für den außerordentlich kleinen Absolutwert dieser Schubspannung (sie ist etwa 5000mal kleiner als die zu erwartende),

für ihre Abhängigkeit von Temperatur und Vorbehandlung (je mehr Fehler man im Kristallbau vermuten möchte, desto größer ist die Schubspannung) und

für ihren Anstieg bei plastischer Deformation („Verfestigung").

Die Analyse der Verfestigung hat nun auf Grund von Messungen bei tiefen Temperaturen M. Polanyi und E. Schmid dazu geführt[3], die Kristallplastizität als einen athermischen Vorgang aufzufassen; die Verfestigung ist eine Materialfunktion, deren beobachtete Abhängigkeit von Temperatur und Versuchsgeschwindigkeit durch die Temperaturbewegung der Atome („Erholung") bedingt ist. Bei tiefen Temperaturen muß im Sinne dieser Deutung die Verfestigungskurve von Zeit und Temperatur unabhängig werden.

Quantitative Angaben über die Temperatur- und Geschwindigkeitsabhängigkeit der Kristallplastizität liegen nur im geringsten Ausmaße vor. Außer den bereits erwähnten Messungen von M. Polanyi, P. Rosbaud und E. Schmid sind Versuche über die Temperaturabhängigkeit der Streckgrenze an Bi-Kristallen von M. Georgieff und E. Schmid[1] und an Cd-Kristallen von W. Boas und E. Schmid[2] ausgeführt worden. Es hat sich hier ergeben, daß die Schubspannung mit steigender Temperatur zunächst linear abfällt und dann in einem größeren Gebiet unterhalb des Schmelzpunktes konstant bleibt. Diese Konstanz wurde auch in der vorliegenden Arbeit wieder an Cd- und Zn-Kristallen bestätigt und dürfte somit eine allgemeine Erscheinung sein. Über den Einfluß der Versuchsgeschwindigkeit liegt eine Untersuchung von M. Polanyi und E. Schmid[3] an Sn-Kristallen und eine Arbeit von J. Weerts[4] an Al-Kristallen vor; dieser findet im Gegensatz zu den Ergebnissen am Zinn bei einer Steigerung der Dehnungsgeschwindigkeit auf den 23000fachen Betrag nur eine geringe Erhöhung der Verfestigungskurve (um 16%), was auf eine sehr geringe Erholung des Aluminiums hinweist.

Eine ausführliche Untersuchung des Einflusses der Zeit bei verschiedenen Temperaturen auf den Verlauf der Verfestigungskurve schien somit erwünscht. Außer dem physikalischen Interesse für die Deutung der Verfestigung und Erholung kommt solchen Untersuchungen auch technologische Bedeutung zu; sie bilden einen systematischen Weg zur Verfolgung des Überganges der Kaltdeformation in die sogenannte „Warmreckung".

In der vorliegenden Arbeit sind die Ergebnisse von Zugversuchen beschrieben, die an Einkristallen von Cd im Temperaturbereich von 20° K bis zum Schmelzpunkt mit zwei verschiedenen Versuchsgeschwindigkeiten ausgeführt sind, ferner einige orientierende Versuche an Zn-Kristallen im Bereich von 85° K bis zum Schmelzpunkt.

I. Experimentelle Einrichtungen.

Die Kristalle sind nach dem Czochralskischen Ziehverfahren mit einer Geschwindigkeit von 20 cm/St. aus der Schmelze gezogen worden; ihr Durchmesser betrug etwa 1 mm. Die Orientierung wurde röntgenographisch, der Querschnitt durch Wägung und durch mikrometrische Messung bestimmt. Die Dehnung erfolgte in einem Schopperschen Festigkeitsprüfer, bei dem die Last-Dehnungskurve selbsttätig aufgezeichnet wurde. Der Apparat war so umgeändert worden, daß

[1] Original: Z. Phys. Bd. 61, S. 767. 1930.

[2] W. Boas und E. Schmid: Z. Phys. Bd. 56, S. 516. 1929.

[3] M. Polanyi und E. Schmid: Naturwissensch. Bd. 17, S. 301. 1929. Vgl. auch E. Schmid: Proc. Int. Congr. appl. Mech. Delft 1924. S. 342. P. Rosbaud und E. Schmid: Z. Phys. Bd. 32, S. 197. 1925.

[1] M. Georgieff und E. Schmid: Z. Phys. Bd. 36, S. 759. 1926.

[2] W. Boas und E. Schmid: Z. Phys. Bd. 57, S. 575. 1929.

[3] M. Polanyi und E. Schmid: Z. Phys. Bd. 32, S. 684. 1925.

[4] J. Weerts: Forsch.-Arb. Ing. Heft 323. 1929.

Digitized by Google

der Kristall mit den beiden Einspannklemmen in ein Temperaturbad gebracht werden konnte. Abb. 1 zeigt die verwendete Zusatzvorrichtung, die in die untere Klemme des Festigkeitsprüfers eingespannt wurde. Die Temperatur des elektrisch geheizten Ölbades wurde auf $\pm 1°$ konstant gehalten.

Die Bauart des Schopperschen Festigkeitsprüfers gestattet es nicht, die Dehnungsgeschwindigkeit oder die physikalisch wohl wichtigere Abgleitungsgeschwindigkeit während des Versuchs konstant zu halten; einstellbar ist nur die Senkungsgeschwindigkeit der unteren Fassung, ein Maß für sie ist die Belastungsgeschwindigkeit in dem Gebiet unterhalb der Streckgrenze. Die „langsamen" Versuche sind ausgeführt bei

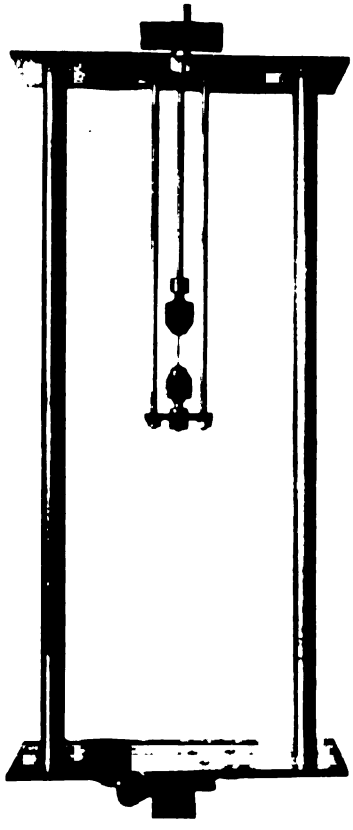


Abb. 1. Zusatzvorrichtung zur Dehnung von Kristallen in Temperaturbädern.

einer Belastungsgeschwindigkeit von 1 g/sec, einer Versuchsdauer von etwa 20 Min. entsprechend; die Versuchsdauer der „schnellen" Versuche betrug etwa 12 Sek., was einer Belastungsgeschwindigkeit von etwa 100 bis 150 g/sec entspricht.

II. Versuche an Cd-Kristallen.

1. Das Verhalten der Kristalle bei der Dehnung. Ein Unterschied in den Deformationsmechanismen der Kristalle bei langsamer und bei schneller Dehnung wurde nicht beobachtet. Der Verlauf der Dehnung bei Zimmertemperatur ist ja oft beschrieben worden[1]; An die „primäre" Basistranslation schließt sich mechanische Zwillingsbildung, im Zwilling beginnt „sekundäre" Translation (Nachdehnung) nach der jetzt wieder translationsfähigen Basis; erneute Zwillingsbildung führt dann den Bruch herbei. Die Zwillingsbildung ist mit erheblicher Schubverfestigung der B... verknüpft, die Nachdehnung erfolgt unter sehr geringer weiterer Verfestigung.

In einem mittleren Temperaturbereich von —185° C bis 200° C verhalten sich die Kristalle wie bei Zimmertemperatur; bei —185° C geht allerdings die sekundäre Translation unter stark steigender Last (erheblicher weiterer Verfestigung entsprechend) vor sich. Be. —253° C folgt auf die Zwillingsbildung banales Reißen nach einer ungefähr quer verlaufenden, körnigen Fläche.

Bei 200° C bilden sich bei der sekundären Translation besonders derbe Gleitpakete aus (siehe Abb. 2): die Bänder sind knotig, gelegentlich findet Rekristallisation an einem Knoten und auch im Band, eventuell von einem Zwilling ausgehend, statt (Abb. 3); jedenfalls wurde hier der Ablauf der primären Translation noch in keinem Falle durch Rekristallisation gestört. Bei 250° C erfolgte die Basistranslation unter starker Knotenbildung; nach

Abb. 2. Cadmium-Kristall bei 200° C gedehnt. Derbe Gleitpakete bei der sekundären Translation. V = 12.

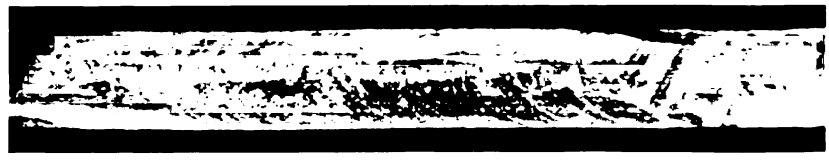


Abb. 3. Cadmium-Kristall bei 200° C gedehnt. Rekristallisation im gedehnten Kristall. V = 12.

Rekristallisation findet im neuen Korn Translation statt, die baldigen Bruch herbeiführt; in einigen Fällen konnte auch Zwillingsbildung beobachtet werden. Bei 300° C tritt banales Reißen, gelegentlich nach geringer ungleichmäßiger Basistranslation, ein; der Kristall reißt ohne vorherige Rekristallisation auf, wie dies schon früher beschrieben wurde[1].

Die starke Knotenbildung ist eine für die Dehnung bei hohen Temperaturen typische Erscheinung. Die Dehnung beginnt ja an der schwächsten Stelle des Kristalls und kann hier ein beträchtliches Ausmaß erreichen, wenn, wie dies bei hohen Temperaturen der Fall ist, die Verfestigung so gering ist, daß erst nach größeren Deformationen die Spannung zur Ausbreitung der Dehnung auf die benachbarten Kristallteile hinreicht. Dieser Vorgang kann sich mehrmals hintereinander ereignen, so daß also zunächst ein knotiges Band entsteht, das sich erst im weiteren Verlauf durch Ausziehen der Knoten glättet. Es kann vorkommen, wie es einige Male beobachtet wurde, daß bei sehr geringer Verfestigung eine Ausbreitung der Dehnung nicht mehr stattfindet und der Bruch durch vollkommenes Abgleiten in der ersten Einschnürung erfolgt[2].

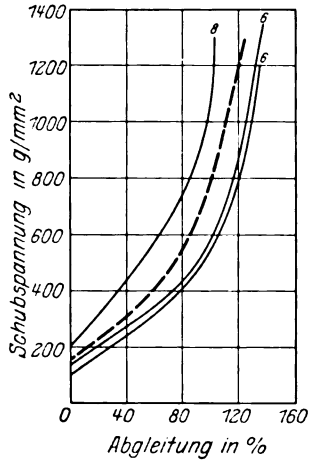
[1] W. Boas und E. Schmid: Z. Phys. Bd. 54, S. 16. 1929; dort auch ausführliche Literaturangaben.

[1] W. Boas und E. Schmid: Z. Phys. Bd. 57, S. 575. 1929.

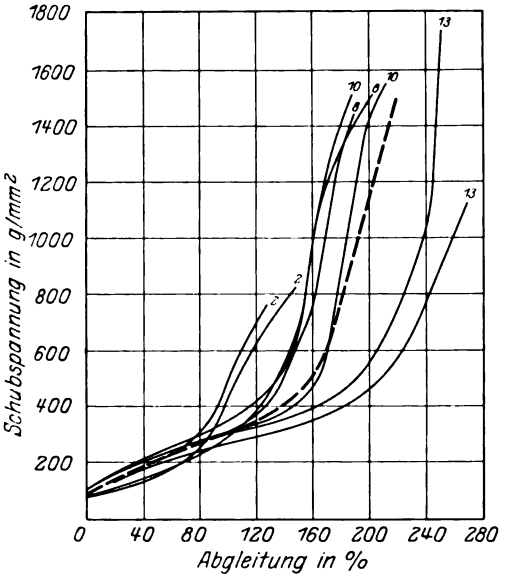
[2] Vgl. auch M. Polanyi und E. Schmid: Z. Phys. Bd. 32, S. 684. 1925.

Digitized by Google

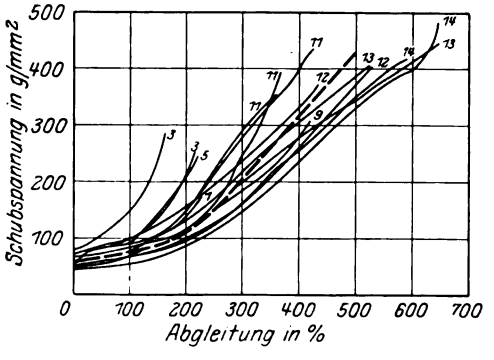
Über die Dicke der Gleitschichten können keine genauen Angaben gemacht werden. Jedenfalls ist der mittlere Abstand der Gleitlinien bei hohen Temperaturen nicht einwandfrei größer als bei tiefen Temperaturen. Eine Ausmessung begegnet deswegen besonderen Schwierigkeiten, weil die Zahl der sichtbaren



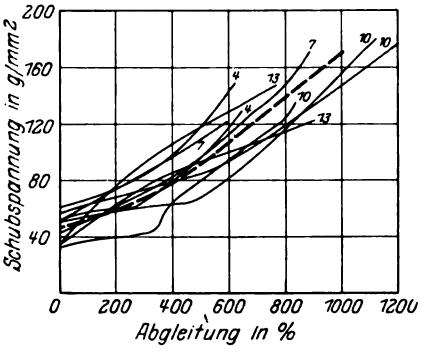
a) − 253° C



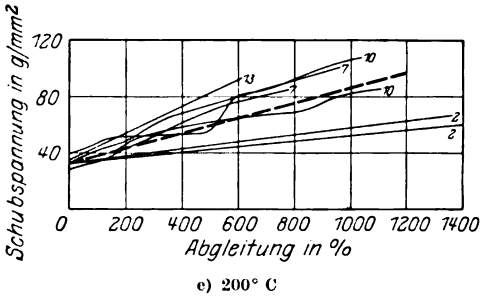
b) − 185° C



c) 18° C



d) 100° C



e) 200° C

Abb. 4. Dehnung von Cadmium-Kristallen bei verschiedenen Temperaturen. (Belastungsgeschwindigkeit ~10 g in 10 Sek.)

Gleitlinien mit der Auflösung des Mikroskops stark ansteigt. Die Tatsache, daß die Translationslinien einen nicht allzu verschiedenen Abstand voneinander haben, kann vielleicht als Wirkung der Verfestigung angesehen werden: als Translationsebene ist ja nicht eine einzige, durch den ganzen Querschnitt des Kristalls gehende glatte Netzebene wirksam; daher erstrecken sich auch die von einer Abgleitung herrührenden Veränderungen im Gitter auf eine gewisse Umgebung der Gleitstelle und blockieren so innerhalb dieses Volumens weitere Translation. Ein anderer Erklärungsversuch für das Auftreten annähernd äquidistanter Translationslinien rührt von L. Tronstad[1] her, der elastische Schwingungen hierfür verantwortlich macht.

2. Quantitative Ergebnisse. Tabelle 1 enthält die Orientierungen der untersuchten Kristalle. Zu allen aufgenommenen Last-Dehnungskurven wurden die Schubspannungs-Abgleitungskurven berechnet. Abb. 4 zeigt sämtliche mit der langsamen, Abb. 5 die Gesamtheit der mit der schnellen Dehnungsgeschwindigkeit erhaltenen Verfestigungskurven. Man sieht, daß sich die Kurven mit einer gewissen Streuung um die gestrichelt eingezeichneten Mittelkurven gruppieren; die Existenz der Verfestigungskurve ist dadurch auch für

[1] L. Tronstad: Z. techn. Phys. Bd. 10, S. 445. 1929; Metallwirtsch. Bd. 9, S. 173. 1930.

Digitized by Google

die hohen und tiefen Temperaturen dargetan. Die bei 250° C erhaltenen Kurven sind nicht eingezeichnet worden. Bei der hier auftretenden starken Knotenbildung ist ja die wahre Dehnung nicht feststellbar; die auf die Gesamtlänge bezogene Dehnung ergibt einen viel zu kleinen Wert, ohne daß eine Angabe der Fehlergrenze möglich wäre. Die aus den Abbildungen ersichtliche Streuung der Verfestigungskurven beruht wohl auch zum Teil auf dieser ungenauen Angabe der Dehnung. Typischer als die absolute Lage scheint demnach die Neigung der Verfestigungskurve zu sein.

Den gezeichneten Kurven kann zunächst die für den Beginn der Translation wesentliche kritische Schubspannung entnommen werden. Tabelle 2 enthält deren Mittelwerte, die in Abb. 6 als Funktion der absoluten Temperatur aufgetragen sind. Bei 20° K sind zu wenig

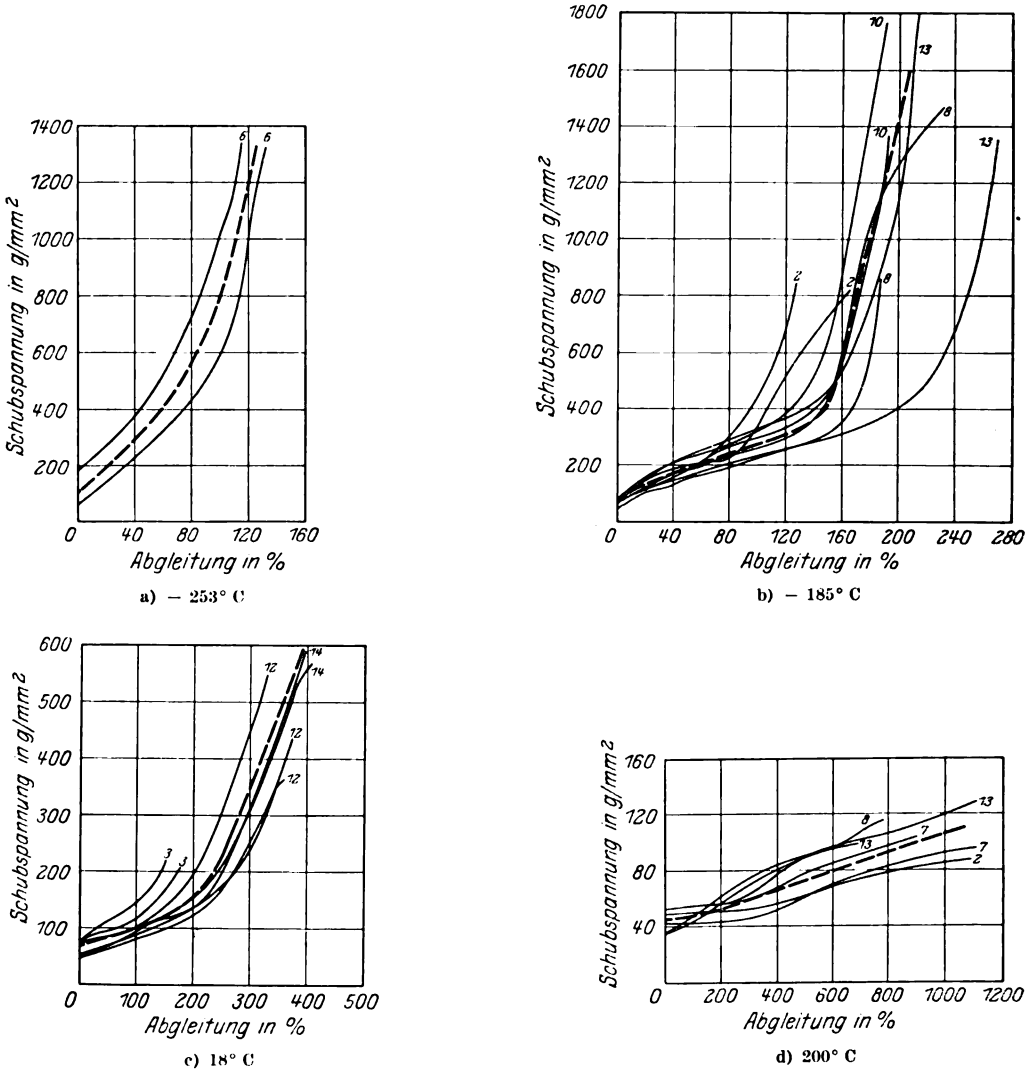


Abb. 5. Dehnung von Cadmium-Kristallen bei verschiedenen Temperaturen. (Versuchsdauer ~ 10 Sek.)

Tabelle 1.
Orientierung der untersuchten Cd-Kristalle.

Kristall Nr.	Winkel zwischen Zugrichtung und Basisfläche (χ_0)	Exzentrizität der Translationsrichtung ($\varkappa_0$)
1	7,0	7,4
2	10,4	15,2
3	10,7	6,1
4	11,2	8,5
5	13,6	6,2
6	20,4	4,0
7	21,5	13,7
8	21,7	5,9
9	29,0	18,9
10	30,6	7,0
11	30,8	4,4
12	33,8	16,7
13	44,3	20,5
14	67,7	16,0

Werte erhalten, um einen verläßlichen Mittelwert angeben zu können. Bei 523° K ergab sich 32,1 g/mm² als Mittel von zwei Versuchen. In Abb. 6 sind außerdem die Werte wiedergegeben, die früher an Kristallen, die mit erheblich kleinerer Geschwindigkeit aus der Schmelze gezogen waren, erhalten wurden. Übereinstimmend zeigt sich, daß bis etwa 473° K der Abfall der Schubspannung mit der Temperatur linear erfolgt und bei höheren Temperaturen weiteres Absinken nicht mehr eintritt. Der Einfluß der Dehnungsgeschwindigkeit auf die Schubspannung an der Streckgrenze ist verhältnismäßig gering[1]. Die in dieser Arbeit verwendete große Belastungsgeschwindigkeit bringt eine bis 40% betragende Erhöhung der Streckgrenze mit sich.

[1] Vgl. auch E. Schmid: Z. Metallkunde Bd. 20. S. 69. 1928.

Digitized by Google

Tabelle 2. Dehnung von Cd-Kristallen bei verschiedenen Temperaturen und Dehnungsgeschwindigkeiten.

Temperatur	−253° C		−185° C		18° C		100° C	200° C	
Dehnungsgeschwindigkeit	langsam	schnell	langsam	schnell	langsam	schnell	langsam	langsam	schnell
Kritische Schubspannung (g/mm²)	—	—	78,8	99,7	60,1[1]	68,6	45,8	32,5	45,7
Verfestigungskoeffizient	~2100	~2100	~2100	~2800(?)	110	265	15,5	5,3	6,7
Schiebungsarbeit (Joule/cm³)	6,36	6,64	9,14	9,97	9,18	7,35	9,42	7,67	8,06

Abb. 7 zeigt die mittleren Verfestigungskurven; sie verlaufen nach höheren Abgleitungen hin in allen Fällen linear. Als Maß für den bei einer Temperatur als charakteristisch erkannten Anstieg der Verfestigungskurve ist die Tangente des Neigungswinkels ihres geradlinigen Teiles eingeführt und Verfestigungskoeffizient benannt worden. Diese Verfestigungskoeffizienten (siehe auch Tabelle 2) sind in Abb. 8 als Funktion der Temperatur dargestellt. Während die Initialschubspannung bei −185° C nur etwa das 2,5fache der für 200° C gültigen beträgt, steigt der Verfestigungskoeffizient in diesem Bereich auf das etwa 400fache. Allerdings sind die den tiefen Temperaturen zugehörigen Kurven so steil, daß ihren Verfestigungskoeffizienten (wegen der großen Empfindlichkeit der Tangente in diesem Winkelbereich) nur eine geringere Genauigkeit zuzuschreiben ist; aus diesem Grunde ist auch der für −185° C bei schneller Dehnung erhaltene Wert nicht mit eingetragen.

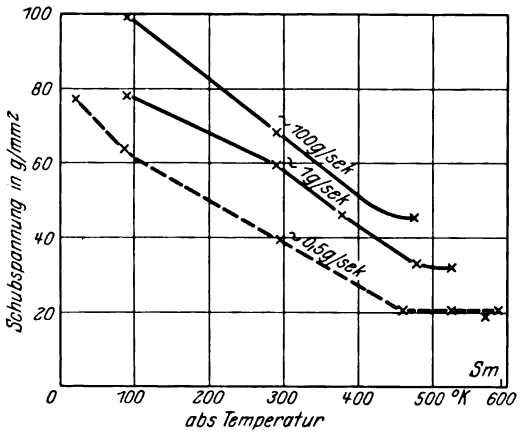


Abb. 6. Abhängigkeit der kritischen Schubspannung von Cadmium-Kristallen von Temperatur und Belastungsgeschwindigkeit.

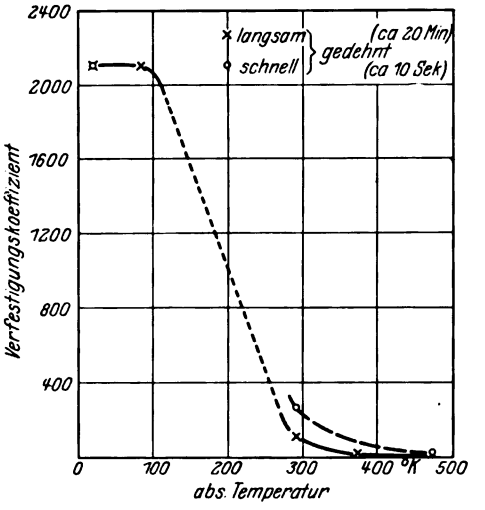


Abb. 8. Temperaturabhängigkeit des Verfestigungskoeffizienten von Cadmium-Kristallen.

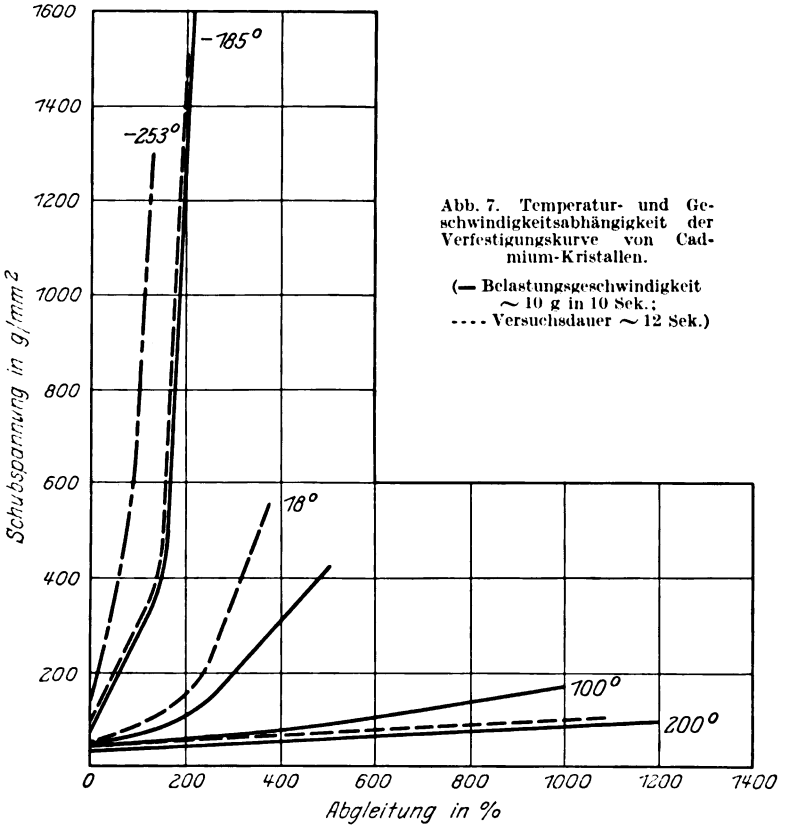


Abb. 7. Temperatur- und Geschwindigkeitsabhängigkeit der Verfestigungskurve von Cadmium-Kristallen.
(— Belastungsgeschwindigkeit ~ 10 g in 10 Sek.;
---- Versuchsdauer ~ 12 Sek.)

Wenn auch die Lage der bei −253° C und −185° C aufgenommenen Kurven verschieden ist, so ist doch ihre Neigung annähernd gleich und von der Dehnungsgeschwindigkeit wesentlich unabhängig, wie dies auch von der oben dargelegten athermischen Auffassung der Kristallplastizität gefordert wird. Jedenfalls genügt die Veränderung der Dehnungsgeschwindigkeit im Verhältnis 1:150 nicht, um eine Geschwindigkeitsabhängigkeit deutlich werden zu lassen. Auch bei hohen Temperaturen ist diese sehr klein, nachdem sie bei Zimmertemperatur ein erhebliches Ausmaß (Verdopplung des Verfestigungskoeffizienten!) erreicht hat. Bei tiefen Temperaturen ist die Erholung zu gering; bei hohen Temperaturen geht die Erholung so rasch vor sich, daß sie auch während der geringen Dauer der schnellen Versuche schon fast vollständig erfolgt. Den größten

[1] Für noch langsamere Dehnung (0,5 g/Sek.) war in früheren Versuchen 58,4 g/mm² für die kritische Schubspannung und 50 für den Verfestigungskoeffizienten erhalten worden.

Digitized by Google

Einfluß auf die Neigung der Verfestigungskurve hat die Dehnungsgeschwindigkeit dann, wenn die Geschwindigkeiten von Versuch und Erholung annähernd dieselbe Größe haben.

Charakteristisch für eine Verfestigungskurve sind nicht nur ihr Anfangspunkt (Streckgrenze) und ihre Neigung (Verfestigungskoeffizient). Auch ihr Endpunkt ist wesentlich von der Kristallorientierung unabhängig, zumindest im Bereich, in dem die Basis zwischen 20° und 90° mit der Drahtachse einschließt. Die dem Endpunkt zukommende Grenzabgleitung bezieht sich auf die gesamte primäre Basistranslation bis zu dem Punkt, an

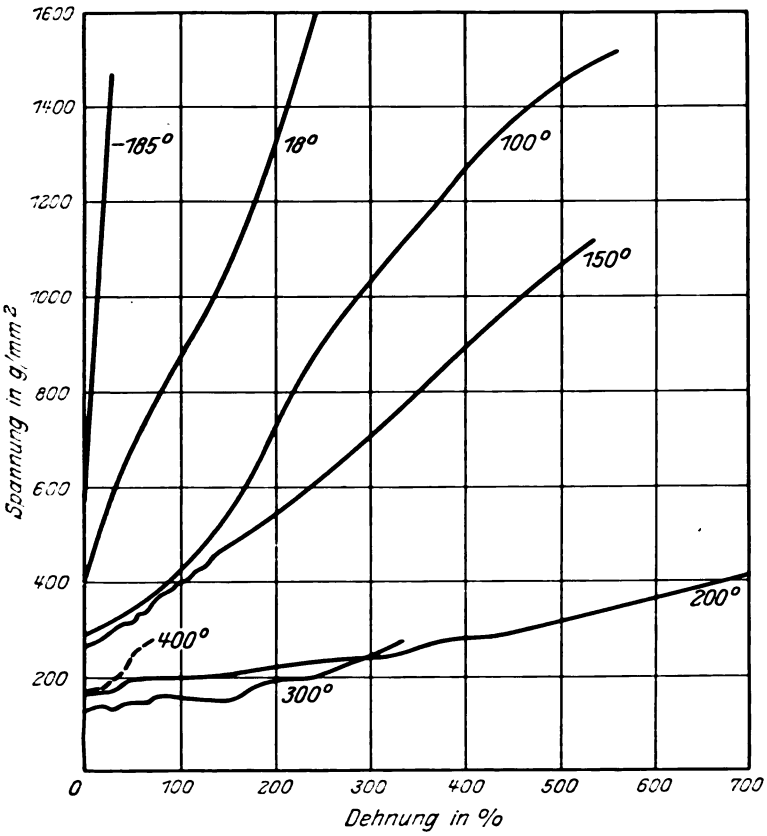


Abb. 9. Dehnungskurven eines Zinkkristalls bei verschiedenen Temperaturen.

dem die Nachdehnung einsetzt. Diese Behauptung einer konstanten Grenzabgleitung steht nicht im Widerspruch zu einer früher angegebenen Kurve, die den Beginn deutlicher Zwillingsbildung betraf: denn zwischen dem Entstehen der einzelnen Zwillingslamellen findet noch primäre Translation statt. Auch die experimentell gefundene Konstanz der Endwinkel der Translationselemente im gedehnten Kristall, die seiner Zeit mit Hilfe der „Grenzkurve der mechanischen Zwillingsbildung" erklärt werden konnte, findet durch die konstante Grenzabgleitung ihre einfache Deutung. Aus dieser Behauptung ist ferner die Orientierungsunabhängigkeit der Dehnungsarbeit zu folgern: da ja nur die Schubkomponente der Zugkraft bei der Dehnung Arbeit leistet, ist die Dehnungsarbeit bei allen Orientierungen gleich der Schubarbeit

$$\int \sigma d\varepsilon = \int S da.$$

Die Schubarbeit der primären Basistrans- ist eine von Temperatur und Dehnungsgeschwindigkeit unabhängige Größe. Bis zum Eintritt der dem Bruch unmittelbar vorausgehenden Nachdehnung wird dem Kristall im Zugversuch eine bestimmte Energie zugeführt ohen Rücksicht auf die Art der Zuführung[1]. Tabelle 2 enthält diese Schubarbeit, ihr Mittelwert beträgt 8,7 Joule/cm³ oder 2.1 cal/cm³.[2] Nicht die gesamte Schubarbeit bleibt im Kristall bis zum Beginn der Nachdehnung aufgespeichert, sondern ein erheblicher Teil tritt als Wärme in Erscheinung[3]. Auch nach Beendigung des Versuchs muß während der Erholung Wärme entstehen, der Abnahme der inneren Energie entsprechend.

III. Versuche an Zn-Kristallen.

Es seien noch einige Versuche an Zn-Kristallen mitgeteilt, die einen mehr orientierenden Charakter tragen. Quantitative Schlüsse können zunächst daraus nicht gezogen werden: auch wurden die Kristalle häufig nicht bis zum Zerreißen gedehnt. In Abb. 9 sind die an Stücken desselben Kristalls bei verschiedenen Temperaturen aufgenommenen Last-Dehnungskurven (und nicht die Verfestigungskurven) wiedergegeben. Da die Orientierung in allen Fällen dieselbe ist, geht auch bereits aus diesen Kurven die überaus starke Temperaturabhängigkeit der Verfestigungsfähigkeit des Zn-Kristalls hervor. Desgleichen zeigt sich wieder das Konstantbleiben der Streckgrenze bei hohen Temperaturen.

Das Verhalten eines Zn-Kristalls bei der Dehnung entspricht bei Zimmertemperatur vollkommen dem des Cd-Kristalls, bei anderen Temperaturen zeigen sich jedoch deutliche Unterschiede. Bei —185° C folgt auf die Basistranslation keine Zwillingsbildung, sondern Spaltung nach der Basis. Bei 100° C und 150° C entsteht, wenn die Basistranslation bereits weit fortgeschritten ist, kurz vor der Zwillinsbildung eine neue, quer verlaufende Streifung (Abb. 10a). Die darauf sich bildenden Zwillinge gehen ungestört durch den Kristall hindurch, auch die Translationsstreifung der Nachdehnung wird nicht in ihrer normalen Ausbildung gehindert; der Bruch tritt wie bei Zimmertemperatur durch erneute Zwillingsbildung im Nachdehnungsfaden ein. Die bei 200° C gedehnten Kristalle verhalten sich fast genau ebenso. Die Querstreifung ist hier viel gröber, es entstehen bisweilen tiefe Einkerbungen im Kristall, wie Abb. 10b an einem Beispiel zeigt. Der Bruch erfolgt teils durch banales Reißen, teils durch Zwillingsbildung in der Nachdehnung. Bei 300° C geht

[1] W. Boas und E. Schmid: Naturwissensch. Bd. 18, S. 227. 1930.

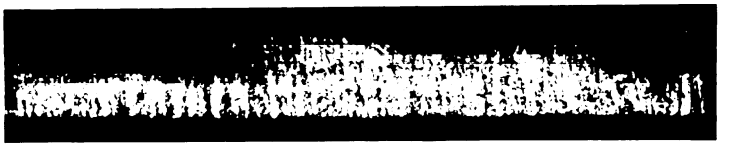
[2] Tritt, wie dies bei 20° K der Fall ist, vorzeitiges Reißen ein, so wird der Normalwert der Deformationsenergie nicht erreicht. Die bei dieser Temperatur ermittelten Schubarbeiten wurden daher auch bei der Mittelwertbildung nicht mit berücksichtigt.

[3] W. S. Farren und G. J. Taylor: Proc. Roy. Soc. London (A) Bd. 107, S. 427. 1925; M. Masima und G. Sachs: Z. Phys. Bd. 56, S. 394. 1929.

Digitized by Google

die Basistranslation unter Bildung auffällig derber Gleitlinien (Abb. 10c) vor sich. Es entsteht keine Querstreifung, keine Zwillingsbildung, sondern es erfolgt Rekristallisation; die neugebildeten Körner dehnen sich und reißen banal. Auch bei 400° C wurde weder Querstreifung noch Zwillingsbildung beobachtet; die Basistranslation wird durch Rekristallisation abgelöst, das Band schnürt sich durch Dehnung in neuen Körnern spießförmig ein und reißt.

Über das Wesen der bei den mittleren Temperaturen entstehenden Querstreifung können noch keine endgültigen Angaben gemacht werden. Nach dem Gesagten kann es sich hierbei keineswegs um Kornzerfall oder um Entstehen von Zwillingslamellen handeln. Die bei 200 °C entstehenden tiefen Einkerbungen weisen auf eine Deutung durch oberflächliches Aufreißen des Kristalls hin; es ist aber noch nicht bewiesen, daß diese tiefen Furchen nur eine starke Vergröberung des Effektes darstellen und daß es sich nicht um zwei verschiedene Erscheinungen handelt. Hier können nur weitere Versuche Klarheit bringen.



a) 100° C

b) 200° C

c) 300° C

Abb. 10. Zinkkristalle bei erhöhter Temperatur gedehnt. V — 12.

Zusammenfassung.

1. Die Konstanz der kritischen Schubspannung (Streckgrenze) in einem größeren Temperaturbereich unterhalb des Schmelzpunktes wird an Cd-Kristallen beobachtet und ist wohl eine allgemeine Erscheinung. Die Abhängigkeit der kritischen Schubspannung von der Dehnungsgeschwindigkeit wird im Bereich von 85° K bis 473° K untersucht.

2. Die Stärke der Verfestigung definierende Verfestigungskoeffizient wird in seiner Temperaturabhängigkeit untersucht: geringe bzw. fehlende Abhängigkeit bei tiefsten Temperaturen (athermische Plastizität), steiler Abfall bei mittleren und geringe Abhängigkeit mit niedrigsten Absolutwerten bei hohen Temperaturen (Warmreckung). Der Einfluß der Dehnungsgeschwindigkeit auf den Verfestigungskoeffizienten ist bei sehr tiefen und sehr hohen Temperaturen gering; er erreicht ein Maximum, wenn die Geschwindigkeiten von Versuch und Erholung gleich groß sind.

3. Das durch das Einsetzen der Nachdehnung bedingte Ende der primären Basistranslation ist bei Cd-Kristallen in einem weiten Orientierungsbereich durch eine konstante Grenzabgleitung gegeben. Es folgt daraus die Orientierungsunabhängigkeit der Dehnungsarbeit, die gleich der Schubarbeit ist.

4. Die Schubarbeit der primären Basistranslation ist bei Cd-Kristallen eine von Temperatur und Dehnungsgeschwindigkeit unabhängige Materialkonstante; sie beträgt 8,7 Joule/cm³.

5. Bei 100, 150 und 200° C gedehnte Zn-Kristalle zeigen eine Querstreifung, die vielleicht als oberflächliches Aufreißen des Kristalls gedeutet werden kann.

Herrn Dr. W. Meissner, dem Leiter des Kältelaboratoriums der Physikalisch-Technischen Reichsanstalt danken wir für freundliche Überlassung von 5 Liter flüssigem Wasserstoff.

Die Notgemeinschaft der Deutschen Wissenschaft hat die Durchführung dieser Arbeit ermöglicht, wofür ihr bestens gedankt sei.

Die Gitterkonstanten der Gold—Silberlegierungen.

Von **G. Sachs** und **J. Weerts**[1].

1. Die Gitterkonstante eines Stoffes mit kubischem Gitter läßt sich mit hoher Genauigkeit aus den Interferenzen mit größtem Glanzwinkel bestimmen. Mit passender Strahlung erreicht man bei vielen Stoffen Glanzwinkel um 80°. Die meisten Fehlerquellen, welche die Absolutgenauigkeit der Gitterkonstantenbestimmung beeinträchtigen, lassen sich als Abstandsfehler auffassen. Es sind dies z. B. die Unsicherheit der Abstandsmessung selber, die mittlere Eindringungstiefe der Röntgenstrahlen, die Schrumpfung des Films, Temperaturunterschiede bei den Ausmessungen der Filme usw. Man kann dann die Gitterkonstante nach van Arkel[1] mit Hilfe der nächst stark abgelenkten Interferenzen korrigieren. Die Korrektur läuft darauf hinaus, daß die Gitterkonstante auf den Glanzwinkel $\varphi = 90°$ extrapoliert wird, wo alle Fehler einflußlos werden[2]. Diese Extrapolation darf aber keineswegs über einen größeren Winkelbereich ohne Berücksichtigung der geometrischen Zusammenhänge vorgenommen werden. Die Abweichung

[1] Original: Z. Phys. Bd. 60, S. 481 bis 490. 1930.

[1] A. E. van Arkel: Z. Krist. Bd. 67, S. 235 bis 238. 1928; vgl. auch Frhr v. Göler und G. Sachs: Metallwirtsch. Bd. 8, S. 671 bis 680. 1929.

[2] Vgl. G. Kettmann: Z. Phys. Bd. 53, S. 198 bis 209. 1929.

Digitized by Google

vom wahren Wert ist vielmehr für zylindrisch gespannte Filme dem Produkt $\operatorname{ctg}\varphi \cdot (90° - \varphi)$ proportional und daher bei Glanzwinkeln über 80° verhältnismäßig gering. Die Korrektur nach dem Glanzwinkel selber fällt dagegen in der Regel größer aus.

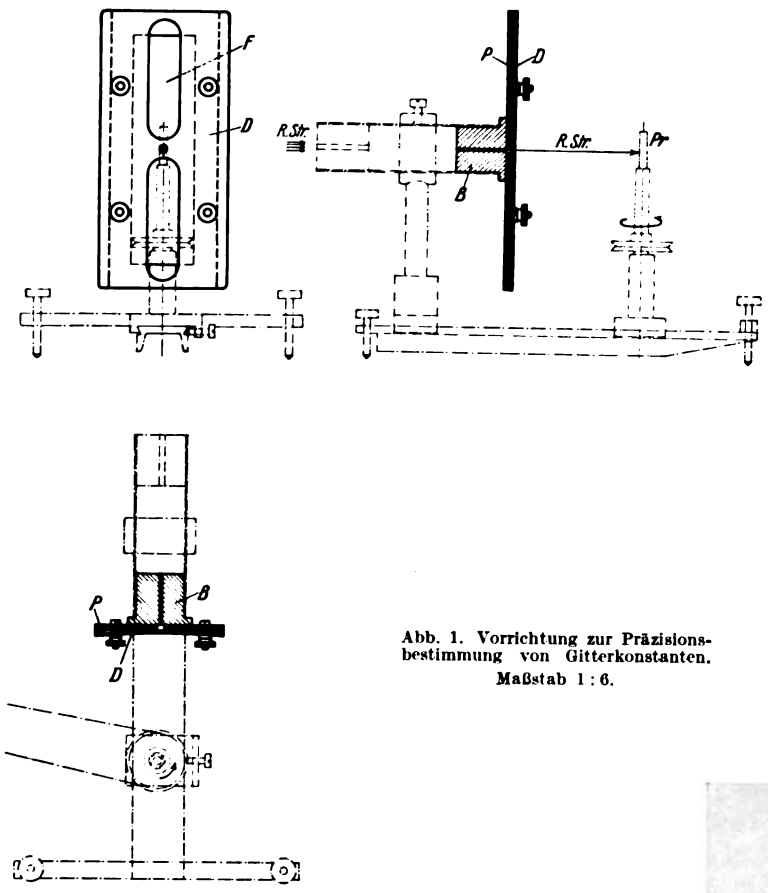


Abb. 1. Vorrichtung zur Präzisionsbestimmung von Gitterkonstanten. Maßstab 1 : 6.

Die Genauigkeit der Bestimmung kann weiterhin durch apparative Mängel, wie ungenaue Ausführung der Aufnahmekamera und unvollkommene Anlage des Films, ungenaue Zentrierung des Präparates, sowie durch den Zustand des Präparats, insbesondere, wenn dieses punktförmige Interferenzen liefert, beeinträchtigt sein. Solche Fehler sind erst am endgültigen Ergebnis feststellbar, ohne daß eine Berücksichtigung möglich ist.

Es wurde daher eine Vorrichtung entworfen, welche die zuletzt angeführten Fehlerquellen vermeidet. Sie ist außerdem durch besonders einfache Handhabung und hohe Intensität der gelieferten Interferenzen ausgezeichnet. Ein schmaler lichtdicht verpackter Filmstreifen F wird darin entsprechend der schematischen Skizze (Abb. 1) auf eine genau senkrecht zum Röntgenstrahl eingerichtete und mit der Blende B ein für allemal fest verschraubte Platte P durch eine entsprechend konstruierte Deckplatte D glatt aufgedrückt. Das Präparat Pr kann nunmehr in einem beliebigen Abstand, der zweckmäßig so groß gehalten wird, daß die Filmgröße gut ausgenutzt ist, in den Strahlengang gesetzt werden. Abb. 2 zeigt ein Lichtbild der versuchsfertigen Einrichtung.

Der Abstand wird etwa auf 0,1 mm genau eingestellt. Eine genauere Feststellung des Abstandes ist nicht erforderlich, da sich ja die Korrektur darauf erstreckt.

Die Korrekturfunktion berechnet sich für unsere Anordnung wie folgt.

Es sei A der in die Rechnung eingesetzte Abstand der Oberfläche der Probe von der Mitte des Films, l der gemessene Abstand der Mitten der symmetrisch zum Röntgenstrahl gelegenen Linien, φ der Glanzwinkel. Korrigieren lassen sich nach dem oben Gesagten nur Abstandsfehler, d. h. solche Fehler Δl, welche den Abständen der Linienmitten proportional sind. Es ist dann:

$$\Delta l = c l, \tag{1}$$

$$\frac{\frac{l}{2}}{A} = \operatorname{tg}(180° - 2\varphi) = -\operatorname{tg} 2\varphi. \tag{2}$$

Die Gitterkonstante berechnet sich nach der bekannten Formel:

$$a = \frac{\lambda \sqrt{h^2 + k^2 + l^2}}{2 \sin\varphi}. \tag{3}$$

Dies ergibt für einen möglichen Fehler Δa der Gitterkonstante die Bestimmungsgleichung:

$$\frac{\Delta a}{a} = -\operatorname{ctg}\varphi \cdot \Delta\varphi. \tag{4}$$

$\Delta\varphi$ ergibt sich aus der Gleichung (2) mit (1):

$$\frac{\Delta l}{2A} = -\frac{2\Delta\varphi}{\cos^2 2\varphi} = \frac{cl}{2A} = -c \cdot \operatorname{tg} 2\varphi$$

zu:

$$\Delta\varphi = \frac{c}{2} \sin 2\varphi \cos 2\varphi = \frac{c}{4} \sin 4\varphi. \tag{5}$$

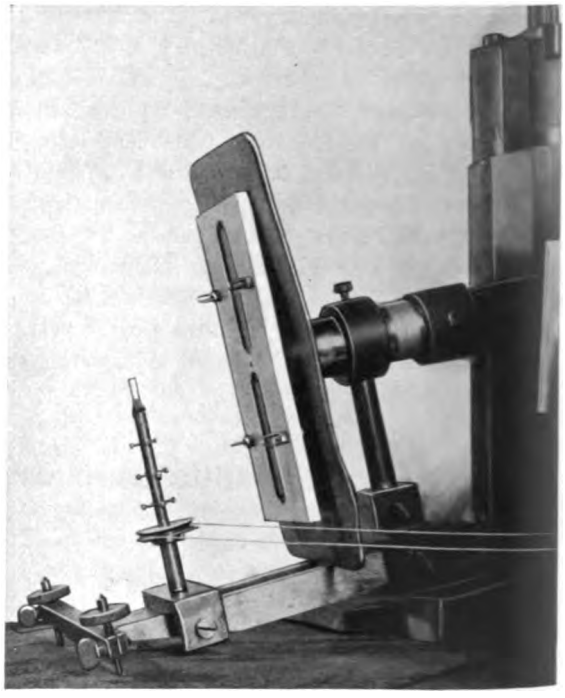


Abb. 2. Versuchseinrichtung.

Und schließlich wird der gesuchte Fehler:

$$\frac{\Delta a}{a} = K \cdot \operatorname{ctg}\varphi \cdot \sin 4\varphi, \tag{6}$$

also proportional $\operatorname{ctg}\varphi \sin 4\varphi$.

Da für $\varphi = 90°$ der Fehler in jedem Falle $= 0$ wird, läßt er sich in einfacher Weise graphisch bestimmen.

Digitized by Google

indem die aus verschiedenen Linienabständen $l_1, l_2 \ldots$ ermittelten Gitterkonstanten über den dazugehörigen Werten $\operatorname{ctg} \varphi_1 \sin 4\varphi_1$, $\operatorname{ctg} \varphi_2 \cdot \sin 4\varphi_2 \ldots$ aufgetragen werden und auf $\varphi = 90°$, d. h. $\operatorname{ctg} \varphi \cdot \sin 4\varphi = 0$ extrapoliert wird.

der Bearbeitung gut geglüht werden[1]. Ein geeigneter Zustand der Oberfläche kann etwa durch Abschmirgeln und Anlassen auf geeignete Temperaturen erhalten werden. Mit Rücksicht auf die Einfachheit der Versuchsdurchführung sind vorläufig einige Unvollkommenheiten

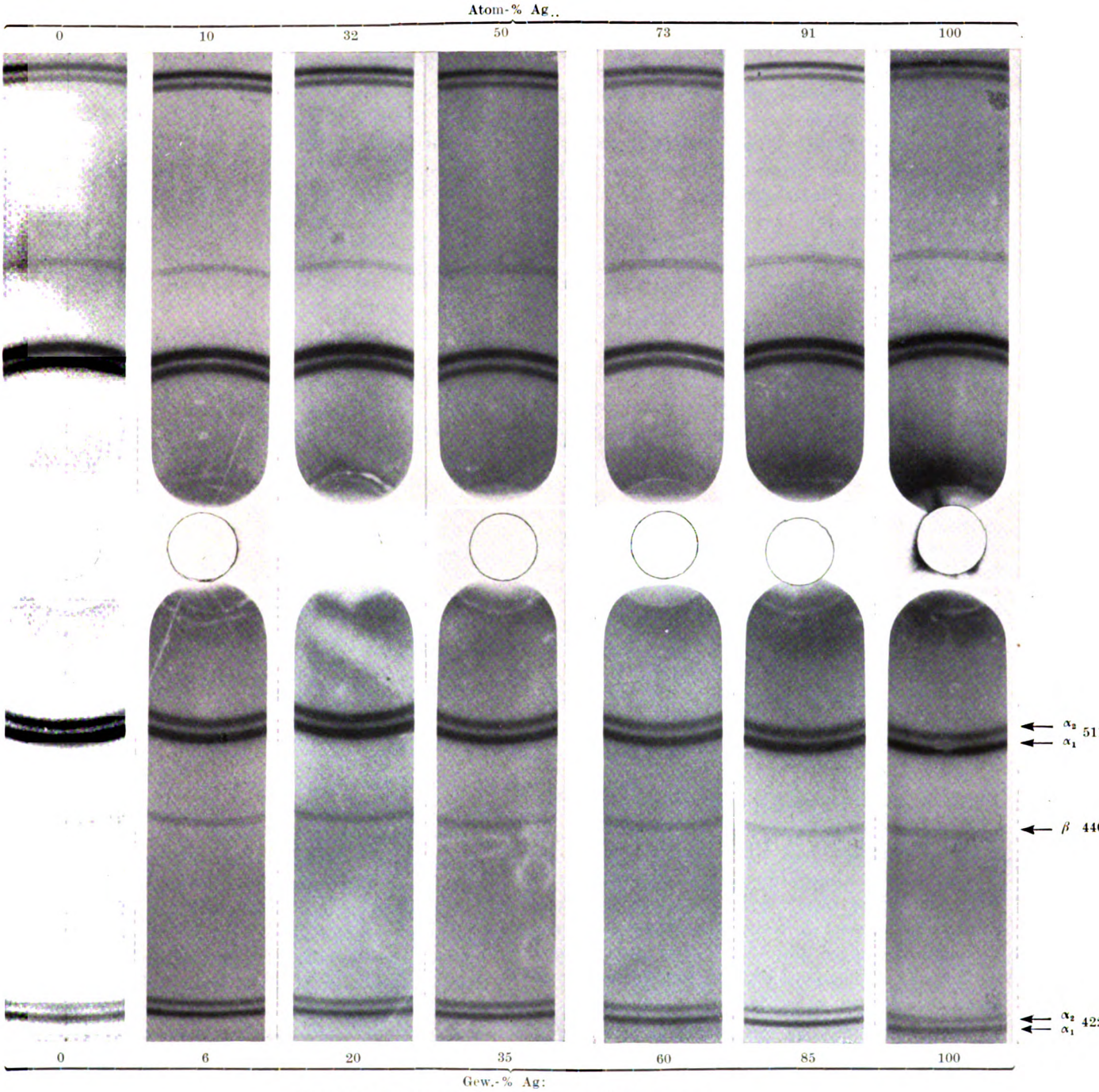


Abb. 3. Präzisionsaufnahmen einiger Gold – Silberlegierungen.

Als Präparat wählt man vorteilhaft ein zylindrisches Stäbchen von mehreren Millimetern Durchmesser, das den Röntgenstrahl ganz abdeckt und zentrisch gedreht wird, so daß stetig geschwärzte Interferenzstreifen entstehen. Die Oberfläche des Objekts muß ganz einwandfrei sein, sowohl hinsichtlich der chemischen Zusammensetzung (Sollzusammensetzung, frei von Oxyden usw.), als auch des mechanischen Zustandes. Scharfe, unverwischte Interferenzkreise ergeben nur Proben, die nach

in Kauf genommen, so daß noch nicht die größte auf diesem Wege erreichbare Genauigkeit erzielt ist. So ist die Verwendung eines doppelseitig begossenen Films[2]

[1] A. E. van Arkel: Physica Bd. 5, S. 208 bis 212. 1925; A. E. van Arkel und W. G. Burgers: Z. Phys. Bd. 48, S. 690 bis 702. 1928; Frhr. v. Göler und G. Sachs: Z. Metallkunde Bd. 19, S. 410 bis 411. 1927.

[2] Es wurden „Lauefilme" der I. G. Farben benutzt, die uns in dankenswerter Weise zur Verfügung gestellt wurden.

Digitized by Google

hier störend, da die rückseitigen Schwärzungen schwächer als die der Vorderseite sind und die Ringe daher einseitig verwaschen erscheinen. Dies hat weiterhin die unangenehme Folge, daß das Auswertungsergebnis in unkontrollierbarer Weise von der Intensität der Aufnahme abhängig ist. An sich lassen sich die Linienabstände jeder Einzelaufnahme mit Hilfe eines Komparators auf $\pm$ 0,1 mm reproduzierbar ausmessen. Bei einem Abstand von rund 80 mm und Glanzwinkel um 80° ergibt dies im vorliegenden Falle eine Genauigkeit in der Gitterkonstante von $\pm$ 0,0002 Å. Verschiedene Aufnahmen am gleichen Präparat ergaben aber Unterschiede bis über das Doppelte dieses Betrages. Dabei war aber auch der Einfachheit wegen darauf verzichtet, die Versuchstemperatur konstant zu halten oder die Temperaturschwankungen zu berücksichtigen. Die mittlere Versuchstemperatur betrug etwa 20° mit Abweichungen bis $\pm$ 5°. Bei einem mittleren linearen Ausdehnungskoeffizienten der Gold—Silberlegierungen von etwa 0,000015 entsprechen $\pm$ 5° Temperaturänderung einer Änderung der Gitterkonstanten um etwa $\pm$ 0,0003 Å.

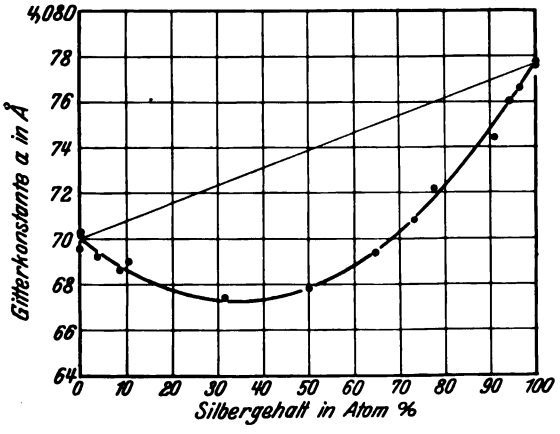


Abb. 4. Gitterkonstanten von Gold—Silberlegierungen.

Die in Abb. 3 teilweise wiedergegebenen Aufnahmen von Gold—Silberlegierungen sind an Stäbchen von rund 4 mm Durchmesser mit Kupferstrahlung durch eine Rundblende von 1,5 mm Durchmesser gewonnen worden. Wegen der großen Blende sind die Interferenzkreise sehr intensiv, aber ziemlich breit, was jedoch bei unseren Versuchsbedingungen die Genauigkeit nur wenig beeinflußt und im übrigen leicht abzustellen ist. Die Aufnahmebedingungen waren 35 kV eff., 9 mA., 4 St. Die benutzte Anlage war ein Halbwellenapparat der Firma Rich. Seifert & Co. in Hamburg mit einer Phönixröhre mit wagerechter Kupferantikathode und vier Lindemannfenstern, die ohne Glühventil betrieben wurde. Die Aufnahmen (Abb. 3) enthalten die 511 (333) $K\alpha_2$-, 511 $K\alpha_1$-, 422 $K\alpha_2$- und 422 $K\alpha_1$-Interferenzen. Die Wellenlänge der Cu-$K\alpha_1$-Strahlung wurde mit 1,53729 Å angesetzt, die der Cu-$K\alpha_2$-Strahlung mit 1,54102 Å[1]. Auf den Aufnahmen sind ferner noch die 440 $K\beta$-Interferenzen vorhanden, aber so schwach, daß sie nicht mit der erforderlichen Genauigkeit ausgemessen werden konnten.

[1] R. Glocker: Materialprüfung mit Röntgenstrahlen. S. 97. Berlin 1927.

2. Mit dieser Vorrichtung wurden die Gitterkonstanten einer Anzahl von Gold—Silberlegierungen bestimmt. Diese ununterbrochene Mischkristallreihe ist besonders interessant wegen der Übereinstimmung der Gitterkonstanten beider Komponenten auf 0,2%. Infolgedessen konnte hier eine etwaige spezifische Wirkung der Legierungsbildung unbeeinflußt von dem sonst vorherrschenden Einfluß der verschiedenen Atomgröße erwartet werden.

Diese Reihe ist zwar schon von verschiedenen Forschern untersucht worden[1], aber die Genauigkeit und Übereinstimmung der bisher vorliegenden Angaben ist sehr gering.

Abb. 3 gibt eine Auswahl aus unseren Aufnahmen wieder. Tabelle 1 bringt das Ergebnis der Auswertungen und Abb. 4 zeigt die Gitterkonstanten über der Zusammensetzung der Legierungen in Atomprozenten.

Tabelle 1.

Silbergehalt[3]		Gitterkonstante a (bei 20°)	Berechnet nach Gleichung (7) a_r	Abweichung $a_r - a$
Gew.-%	Atom-%	Å	Å	Å
0	0	4,0695		
0	0	4,0702	4,0700[3]	—
0	0	4,0704		
2,0	3,5	4,0692	4,0694	+ 0,0002
4,9	8,5	4,0686	4,0687	+ 0,0001
6,1	10,4	4,0690	4,0685	— 0,0005
19,9	31,3	4,0674	4,0672	— 0,0002
35,5	50,0	4,0678	4,0678	0,0000
49,9	64,5	4,0693	4,0694	+ 0,0001
59,9	73,0	4,0708	4,0708	0,0000
65,3	77,5	4,0722	4,0717	— 0,0005
84,8	90,9	4,0744	4,0750	+ 0,0006
89,6	93,9	4,0760	4,0758	— 0,0002
94,5	96,7	4,0766	4,0766	0,0000
100	100	4,0777	$4,0776_5$[2]	—
100	100	4,0776		

Die Gitterkonstanten der Legierungen weichen danach von der Mischungsregel nach kleineren Werten ab, und zwar in so starkem Maße, daß die Kurve der Gitterkonstanten ein Minimum bei Silbergehalten um 30 Atom-% aufweist. Es ist dies bisher der einzige bekannte Fall, daß Mischkristalle kleinere Gitterkonstanten als die kleinere der beiden gleich kristallisierenden Komponenten besitzen. Die Erfassung durch irgendeine Mischungsregel versagt daher in diesem Falle vollständig, während in anderen Fällen Abweichungen zu kleineren Werten vielfach als der Ausdruck einer komplizierten Mischungsregel angesehen wurden.

Die größte Abweichung vom linearen Verlauf über den Atomprozenten ist mit 0,0060 Å etwa von gleicher Größe wie der Unterschied zwischen den Gitterkonstanten a_{Au} von Gold und a_{Ag} von Silber. Die Einzelwerte

[1] P. Scherrer: Arch. sc. phys. et nat. Bd. 3, S. 544. 1921; E. C. Bain: Trans. Am. Inst. Min. Met. Eng. Bd. 68, S. 625 bis 641. 1923; Chem. Metallurg. Eng. Bd. 28, S. 21 bis 24. 1923; L. W. McKeehan: Phys. Rev. Bd. 21, S. 380. 1923; H. Weiss: Proc. Roy. Soc. (A) Bd. 108, S. 643 bis 654. 1925; H. Jung: Z. Krist. Bd. 64, S. 413 bis 429. 1926; S. Holgersson: Ann. Physik (4) Bd. 79, S. 35 bis 54. 1926.

[2] Außerdem bis 0,1% Cu und etwas Fe.

[3] Zur Aufstellung der Gleichung (7) benutzter Mittelwert.

Digitized by Google

passen sich gut einer gewöhnlichen Parabel an, gehorchen also der Gleichung:

$$a = k \cdot a_{Ag} + (1 - k)\, a_{Au} - 0{,}0240\, k(1 - k), \quad (7)$$

worin k die Konzentration in Atombruchteilen des Silbers ist. Tabelle 1 zeigt die Übereinstimmung der nach *dieser* Formel berechneten Gitterkonstanten mit den experimentell gefundenen. Die Abweichungen sind nicht gesetzmäßig und betragen im Mittel $\pm$ 0,0002 Å, was der erwarteten Genauigkeit entspricht.

Die Legierungsbildung hat also bei den Gold—Silbermischkristallen eine Verringerung des Raumbedarfs zur Folge. Dies ist insofern überraschend, als nach Westgren[1] eine solche Zusammenziehung auf chemische Verschiedenheit und Neigung zu Verbindungsbildung schließen läßt. Die gegenüber anderen Legierungsreihen sehr geringe Kontraktion in der Legierungsreihe der im periodischen System untereinander stehenden, und darum sehr nahe verwandten Elemente Silber und Gold wäre danach anscheinend auch als der Ausdruck einer, wenn auch geringen Affinität zwischen diesen Atomen anzusehen. Vielleicht besteht weiterhin ein gewisser Zusammenhang zwischen den Änderungen des Atomraumbedarfs und denen der Eigenschaften bei der Mischkristallbildung. Auch die Eigenschaften werden um so stärker verändert, je weiter die beiden legierungsbildenden Stoffe im periodischen System in horizontaler Richtung voneinander entfernt sind[2].

Bei Gold-Kupferlegierungen[3] und in einer neuerdings begonnenen Untersuchung auch bei Kupfer-Silberlegierungen mit hohem Silbergehalt ist allerdings eine Abweichung von der einfachen Mischungsregel zu höheren Werten festgestellt[1]. Da aber die Atome von Gold und Kupfer bzw. von Silber und Kupfer sehr verschiedene Größen haben, kann darin schon die Ursache der scheinbaren Vergrößerung des Raumbedarfs gesucht werden. Daß ferner die Gitterkonstanten von Molybdän-Wolframmischkristallen[2] sich mit hoher Genauigkeit der einfachen Mischungsregel anpassen, erscheint danach als zufälliger Ausgleich mehrerer Faktoren, da es bisher der einzige Fall ist, in dem die einfache Mischungsregel in Untersuchungen hoher Genauigkeit bestätigt wurde.

Beim Entwurf der Versuchseinrichtung und der Durchführung der Röntgenuntersuchung hat uns Herr P. Möller in wertvoller Weise unterstützt.

Die Legierungen wurden uns versuchsfertig in großzügiger Weise von der Deutschen Gold- und Silberscheideanstalt, Frankfurt-Pforzheim, zur Verfügung gestellt, wofür wir besonders Herrn Dr. L. Nowack Dank schulden.

Der Notgemeinschaft der Deutschen Wissenschaften verdanken wir die Mittel zum Ausbau unserer Röntgenanlage.

[1] A. Westgren und A. Almin: Z. phys. Chem. (B) Bd. 5, S. 14 bis 28. 1929.

[2] Vgl. M. Hansen und G. Sachs: Z. Metallkunde Bd. 20, S. 151 bis 152. 1928.

[3] Vgl. A. E. van Arkel: Physica Bd. 6, S. 64 bis 69. 1926.

[1] Die Ergebnisse der Gitterkonstantenbestimmungen der Reihen Gold—Silber, Gold—Kupfer und Silber—Kupfer entsprechen nunmehr den bekannten Daten über die spezifischen Volumina, die, wenn auch mit großer Streuung, Abweichungen von der Mischungsregel in gleichem Sinne zeigen. Vgl. W. Guertler: Metallographie Bd. 2, Abschn. 5, Lief. 1, S. 6, 30 u. 31. Berlin 1924.

[2] A. E. van Arkel und J. Basart: Z. Krist. Bd. 68, S. 475 bis 476. 1928.

Über die Natur der Festigkeit.

Von **M. Polanyi**[1].

Ein fester Körper widersetzt sich einer äußeren Gewalt, bis diese schließlich die Übermacht gewinnt und es zum Biegen oder Brechen kommt. Der Widerstand, den der Körper leistet, ist seine Festigkeit. Die Größe der Gewalt, die zur Überwindung dieses Widerstandes nötig ist, ist das Maß seiner Festigkeit. Je nachdem, ob das Versagen der Festigkeit zu einem Biegen oder zu einem Brechen führt, nennt man den Körper plastisch oder spröde.

Fragt man also nach der Natur der Festigkeit, so könnte dies etwa heißen: Warum ist ein Körper fest und nicht flüssig oder gasförmig? Warum ist der eine feste Körper mehr, der andere weniger widerstandsfähig, warum der eine plastisch, der andere spröde?

Solche Fragen wären aber übereilt und man würde mit ihnen nicht weit kommen. Besonders deswegen nicht, weil die herkömmliche Einteilung der Materie in drei Aggregatzustände fest, flüssig, gasförmig uns vom Standpunkt der neueren Physik als eine zu oberflächliche erscheint. Seitdem die Untersuchung mit Röntgenstrahlen die Anordnung der Atome und Moleküle in der Materie zu erkennen gegeben hat, ist uns diese Anordnung das Wichtigste geworden. Wir unterscheiden jetzt vor allem zwei Zustände der Materie, den geordneten und den ungeordneten Zustand.

Zwar ist auch dieser Trennungsstrich wie jede Grenzlinie in der Natur von Übergängen durchsetzt, aber es ist dennoch der dickste Trennungsstrich zwischen den verschiedenen Zuständen der Materie. Das Schlimme aber für die Lehre von den drei Aggregatzuständen ist, daß diese dicke Trennungslinie die Grenzen der Aggregatzustände durchschneidet. Zwar fallen die Flüssigkeiten und Gase fast völlig in den ungeordneten, auch amorph genannten Zustand hinein (bis auf die „entarteten Gase" und die „flüssigen Kristalle"), aber gerade der feste Zustand, auf den es uns hier ankommt, wird von der großen Trennungslinie in einschneidender Weise gespalten. Wohl bleibt der größte Teil der festen Körper, z. B. alle Metalle und die meisten Steine beisammen und schwenkt in die Abteilung der geordneten, auch kristallinisch genannten Zustände ein, aber es bleibt eine beachtungswürdige Minderheit amorph-fester Körper übrig, zu der

[1] Vortrag, gehalten vor der Kaiser Wilhelm-Gesellschaft zur Förderung der Wissenschaften am 5. März 1930.

Digitized by Google

z. B. alle Gläser, Lacke u. dgl. gehören, die auf die andere Seite des großen Trennungsstriches zu fallen kommen.

Man wird also erwarten, daß es zwei Arten von Festigkeit, zwei Arten von Biegen und Brechen gibt: bei kristallinischen Stoffen eine solche, die auf ihrer geordneten Struktur beruht, bei den amorph-glasigen Körpern dagegen eine andere, die mit Vorgängen in Flüssigkeiten und Gasen verwandt ist.

Um diese Erwartung zu verfolgen, wollen wir zunächst eine kurze Betrachtung der geordneten und der ungeordneten Materie vornehmen. Der Einfachheit halber werden wir uns dabei zunächst nur eine ebene Schicht von Atomen anschauen, — welche Vereinfachung man etwa durch die Fiktion entschuldigen kann, daß wir, um die

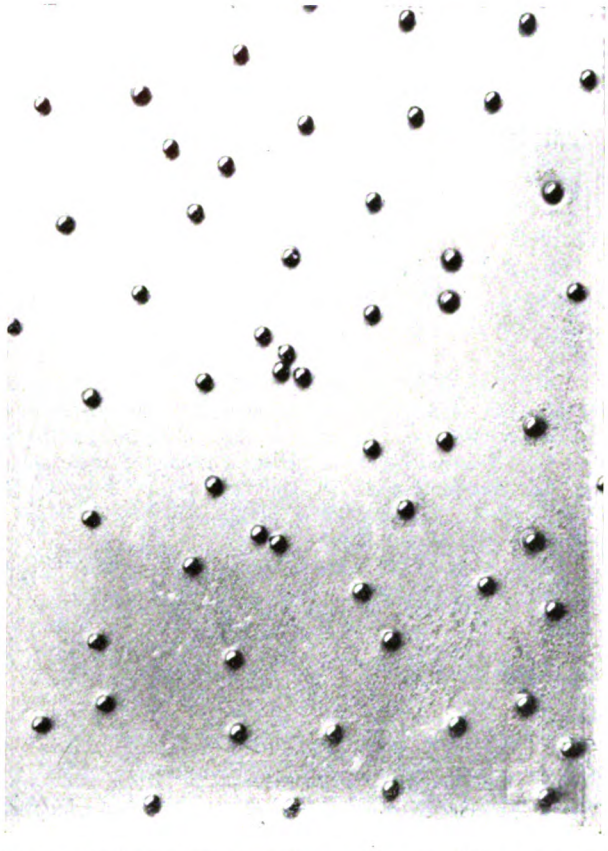


Abb. 1. Regellos verstreute Kügelchen zeigen das Bild der Atome in einem Gas.

innere Beschaffenheit eines räumlich ausgedehnten Körpers zu erkennen, diesen durchschnitten hätten und nun die Schnittfläche betrachten.

Ein für unsere Zwecke ausreichend treues Modell eines Gases ist leicht herbeigeschafft: Auf dem Boden einer flachen Blechdose liegen zerstreut eine Anzahl Stahlkügelchen (Abb. 1). Indem wir versuchen, die Kugeln durch Schütteln in eine möglichst regellose Bewegung zu bringen, sehen wir ein Bild, das dem Getriebe der Atome in einem Gase ähnlich ist.

Schütten wir den Boden der Dose ganz voll mit Kugeln (Abb. 2), so daß sie eine dichte Schicht bilden, so erhalten wir ein Bild einer Flüssigkeit oder eines amorphfesten, glasartigen Körpers, das allerdings insofern sehr roh ist, als die Wärmebewegung fehlt. Doch wollen wir vorerst über diesen Mangel hinwegsehen und ihn erst später berücksichtigen.

Die nächste Form unseres Kugelmodelles (Abb. 3) soll uns hinüberführen auf die andere Seite der großen Trennungslinie, hinüber in das Gebiet der geordneten Ma-

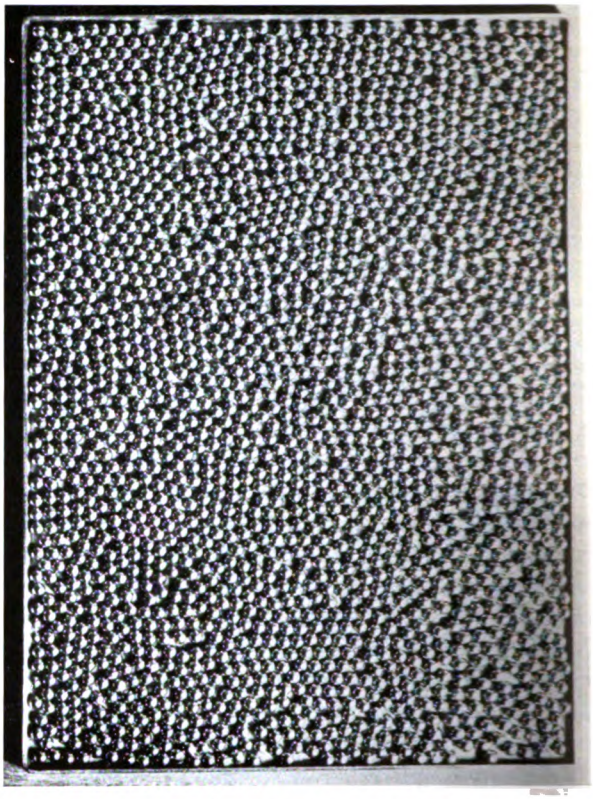


Abb. 2. Regellos, aber dicht zusammengeschüttete Kügelchen zeigen den Aufbau eines flüssigen oder glasig-amorphen Körpers.

terie. Die Atome bilden hier ein regelmäßiges Muster, dessen einfache Grundzüge ich in der Zeichnung (Abb. 4a) hervorgehoben habe. Hier sind die Atommittelpunkte betont, und man sieht, daß man sie als Knotenpunkte eines regelmäßigen Netzes darstellen kann, weshalb auch

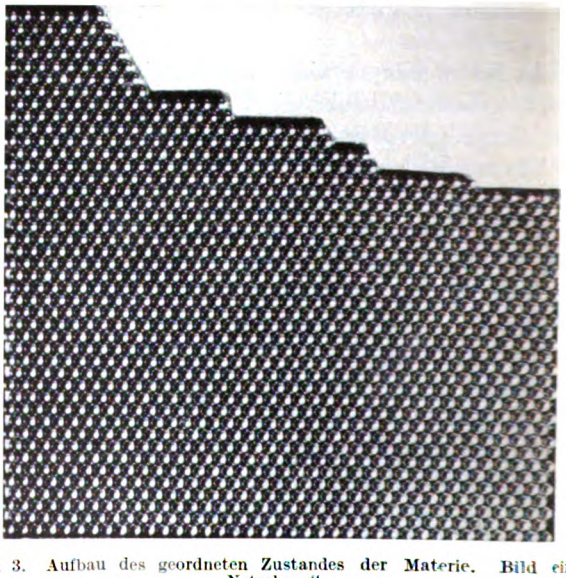


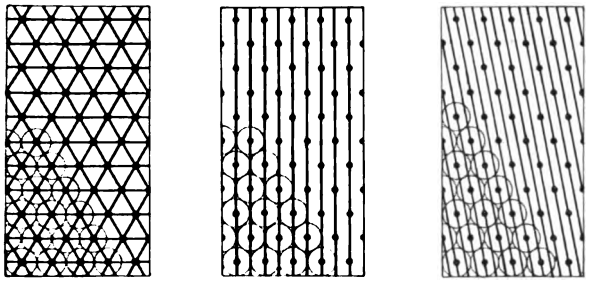
Abb. 3. Aufbau des geordneten Zustandes der Materie. Bild einer „Netzebene".

eine solche geregelte Atomschicht den Namen Netzebene führt.

Man sieht auch (4b und 4c), daß die Netzebenen (die auch „Gitterebenen" genannt werden) sich durch par-

Digitized by Google

allele Anreihung gerader Atomzeilen zusammensetzen, die man gewöhnlich Gittergeraden nennt. Dieselbe



a) Netz der Atommittelpunkte. b) Dichteste Atomzeilen. c) Andere Atomzeilen.

Abb. 4. Gitterebene (Netzebene).

Netzebene kann man sich aus verschiedenartigen Gittergeraden zusammengesetzt denken. In der Zeichnung sind z. B. einmal (b) die dichtest besetzten, ein andermal (c)

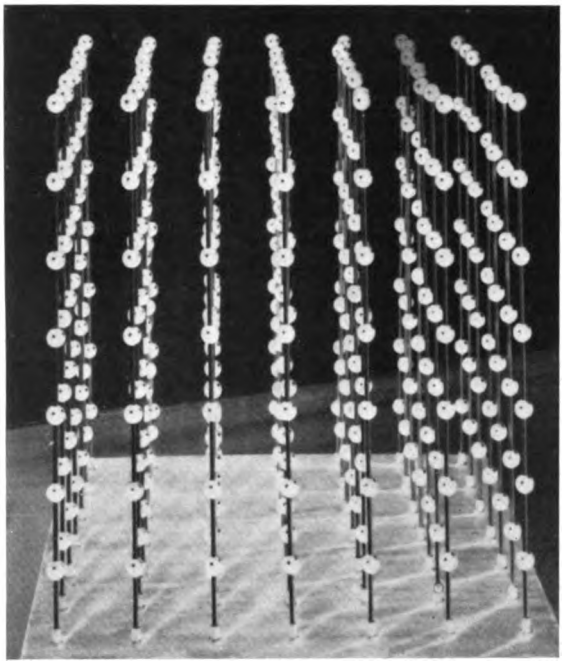


Abb. 5a. Parallel aneinandergereihte Netzebenen bauen den Kristall auf.

eine Schar weniger dicht besetzter Geraden hervorgehoben.

Dieses selbe Prinzip paralleler Aneinanderreihung müssen wir auf die Netzebenen anwenden, wenn wir unser Modell zu einer räumlichen Anschauung des kristallinen Zustandes vertiefen wollen. Das räumliche Modell (Abb. 5a und 5b) deutet uns das Gesamtbild an, das wir uns von dem sog. „Raumgitter" der Atome zu machen haben, von dem Raumgitter, in dem man sich die Atome und Moleküle der kristallinischen Materie angeordnet zu denken hat:

Diese Gitterstruktur der kristallinen Materie ist heute durch das Durchleuchten mit Röntgenstrahlen greifbare, in allen Einzelheiten erkennbare Wirklichkeit geworden. Aber schon vor hundert Jahren ist diese Struktur erfunden worden, um die Eigenschaften der Kristalle, und zwar nicht zuletzt auch deren Festigkeitseigenschaften zu erklären.

Eine Andeutung dieser Zusammenhänge sehen wir in der nächsten Zeichnung (Abb. 6), die den Schnitt durch einen schön ausgebildeten Kristall darstellt, dessen Bild danebensteht. Man sieht, daß die symmetrische Umrandung den Atomzeilen folgt, sich als durch diese Zeilen vorgezeichnet erweist. Hier zeigt sich in einer flüchtigen Andeutung das Walten eines Grundsatzes der gewaltige Bereiche beherrscht: Alle Gesetze des Kristallbaus erklären sich durch die Annahme, daß die Netzebenen des Raumgitters die Kristallflächen präformieren und daß die Atomzeilen die Spuren möglicher Kristallkanten vorzeichnen.

Doch wir wollen hier nicht von den natürlichen Wachstumsflächen von Kristallen sprechen, sondern von der Festigkeit kristalliner Materie, vom Biegen und Brechen der Körper, deren Bausteine regelmäßig angeordnet sind.

Wir nehmen also einen Körper, der nichts Kristallmäßiges an sich hat, keine Flächen noch Kanten trägt, einen einfachen Rundstab, der aber in seinem inneren Aufbau dieselbe edle Ordnung in sich hat, wie der wohl-

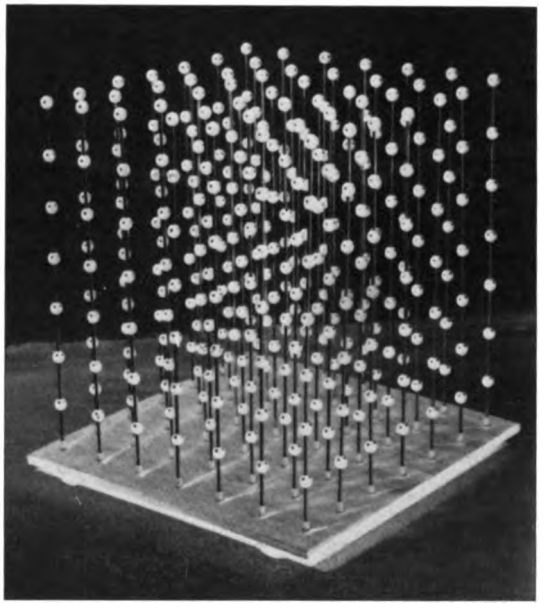


Abb. 5b. Dasselbe Modell von einer anderen Seite aus gesehen.

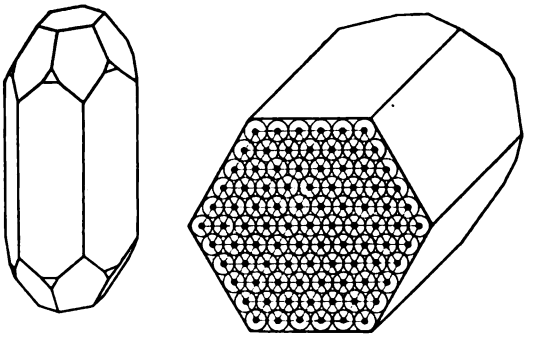


Abb. 6. Schnittfläche eines Kristalles, an der eine geregelte Atomschicht zu sehen ist.

ausgebildete Kristall. Abb. 7 soll so gut wie möglich andeuten, daß der Stab (oder Draht), den wir vor uns haben, aus einem einheitlichen Raumgitter besteht.

Wenn ein solcher Einkristallstab von spröder Beschaffenheit ist, also z. B. aus Steinsalz oder aus Tellur

Digitized by Google

besteht, so kann man ihn in Stücke brechen. Man sieht dabei, wie der Bruch der Kristallstruktur folgt, indem sich die Bruchfläche stets längs der Atomzeilen, längs der Netzebenen auftut (Abb. 8). Die Bruchstücke sind von parallelen Bruchflächen begrenzt, deren Auftreten die latent gewesenen Kristallflächen offenkundig gemacht und als Ebenen geringster Festigkeit gekennzeichnet hat.

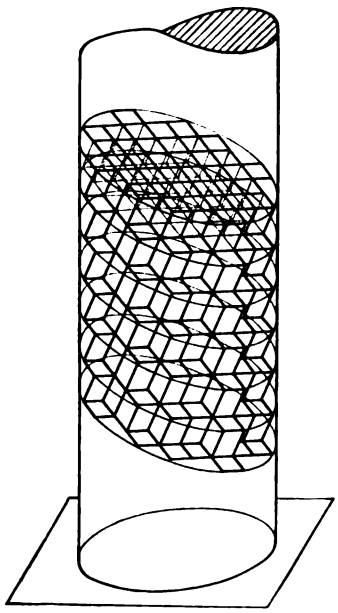


Abb. 7. Einkristall. Ein aus einheitlichem Raumgitter aufgebauter Rundstab.

Natürlich steht dies im krassen Gegensatz zum Verhalten eines amorphen Körpers, z. B. eines Glasstabes. Beim Zerbrechen eines solchen würde nur ein Haufen unregelmäßiger Splitter entstehen.

Aber nicht das Brechen ist das Wichtigste. Dem Menschen kommt es meist nicht darauf an, daß er zerbrechen, sondern, daß er biegen, daß er formen kann. Und die Stücke, die er formt, durch Pressen, Ziehen, Walzen, Schneiden in die nützliche Gestalt zwängt, das sind nicht Einkristalle, sondern zu überwiegendem Teil Körper aus Metall, die zwar kristallinisch sind, aber aus vielen Körnern bestehen, aus einzelnen kleinen Kriställchen, zu einem dichten Haufwerk verbunden sind. Die Abb. 9 zeigt mit entsprechender Vergrößerung den Schnitt durch einen Metallkörper, auf dem

Abb. 8. Kristallstab in Stücke zerbrochen. Bruchstücke von parallelen Bruchflächen begrenzt. (Nach E. Schmid.)

jedes einzelne Feld ein Kriställchen bedeutet. In nebenstehender Darstellung (Abb. 10) ist angedeutet, daß alle Kristallkörner aus dem gleichen Atomgitter aufgebaut sind, daß dieses Gitter aber in jedem Korn eine andere Lage einnimmt. Der praktische Mittelpunkt der Festigkeitsfrage ist also, was eigentlich im Innern der Materie vor sich geht, wenn solche kristallinische Metallkörper den lebenswichtigen Arbeitsvorgängen des Walzens, Stauchens, Pressens unterworfen werden, und der ungeschlachte Rohstoff gezwungen wird, die Form jener nützlichen Gegenstände — Schienenstränge, Lokomotiven, Taschenuhren und Kochtöpfe — anzunehmen, aus denen unsere mechanische Welt besteht.

Abb. 9. Schnittfläche eines Metallkörpers: Jedes Feld ein Kriställchen.

Das wäre also die wichtigste Frage: Auf welche Weise ein Kristallhaufwerk der äußeren Gewalt nachgibt, seine Form plastisch ändert? Um sie zu beantworten, müssen wir einen Schritt zurückweichen, wieder zum einfacheren Fall, zum Einkristall zurückkehren.

Faßt man einen Einkristalldraht, beispielsweise aus Zink oder Zinn, an beiden Enden und streckt ihn so lange als möglich aus, so merkt man, daß der Kristall sich eine sehr erhebliche Reckung gefallen läßt. Das Merkwürdigste an diesem Vorgange ist, daß dabei aus dem ursprünglich runden Draht ein flaches Band entsteht. Die Breite dieses Bandes ist nicht geringer als die Dicke des Drahtes war (sie kann diese Dicke sogar etwas übertreffen), die ganze Dehnung ist durch Abflachung nach einer Richtung vor sich gegangen.

Die Erklärung dafür muß man nicht weit suchen: Man sieht die Spuren des Vorganges an der Fläche des Drahtes deutlich eingezeichnet. Es sind elliptische Linien-

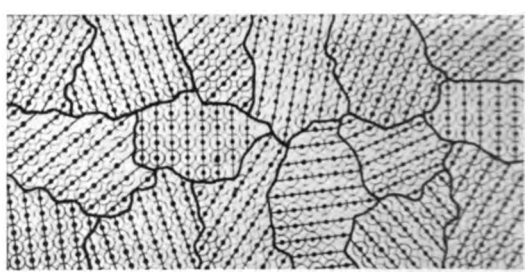


Abb. 10. Kristallkörner in einem Metallstück. Gleiches Gitter in verschiedenen Lagen.

züge, die eine Schar paralleler Ebenen im Innern des Kristalles andeuten (Abb. 11). Ähnlich, wie vorhin beim Brechen des Kristalles eine Schar paralleler Bruchflächen entstanden ist, so ist auch hier die Festigkeit entlang einer Schar paralleler Flächen überwunden worden; der Unterschied ist nur, daß die Überwindung des inneren Widerstandes hier nicht zum Bruch, sondern zur Gleitung geführt hat. Daher heißen auch die Flächen, deren Spuren die Ellipsen andeuten, Gleitflächen, die elliptischen Linien selbst, Gleitlinien.

Ebenso wie vorhin bei den Bruchflächen, so weist auch hier die parallele Lage der Gleitflächen auf eine strenge Beziehung zur Kristallstruktur hin: Es handelt sich um bestimmte, durch die Anordnung der Atome präformierte Kristallflächen, also um bestimmte Netz-

Digitized by Google

benen, entlang deren der Kristall vor der äußeren Gewalt zurückweicht.

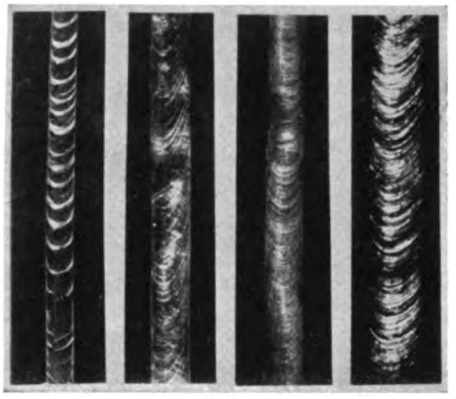
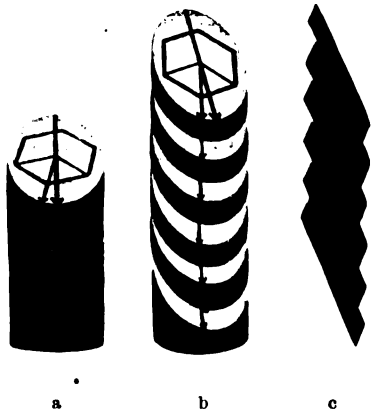


Abb. 11. Gedehnte Metallkristalle. Durch die Dehnung sind die ursprünglich runden Drähte zu Bändern geworden. Die elliptischen Linien sind die Spuren der Gleitung (Gleitlinien). (Nach E. Schmid.)

Man kann sich das auch an unserem Kugelmodell plausibel machen, indem man die Leichtigkeit beachtet, mit der sich die Atome längs der vorgebildeten Zeilen verschieben. So hat denn auch in der Tat die genaue und ausführliche Analyse des Gleitvorganges in Kristallen zu dem Ergebnis geführt, daß die Gleitung stets entlang einer der dichtesten Netzebenen des Kristalles vor sich geht. Auch darüber hinaus ist die Gleitbahn in der Struktur des Kristalles festgelegt, indem die Gleitflächen nur in ganz bestimmter Richtung nachgeben, nämlich in der Richtung der Gittergraden, aus denen sich die Netzebene zusammensetzt. Auch folgt die Richtung des Gleitens in allen Fällen jener besonderen Atomzeile des Raumgitters, entlang deren die Atome am dichtesten aneinandergereiht stehen.

Ein Holzmodell mag diesen Gleitvorgang ,wie er sich in bestimmten strukturell präformierten Ebenen und entlang ebenfalls strukturell vorgezeichneten Richtungen abspielt, der Anschauung noch etwas näherbringen. Das Sechseck an der aufgerissenen Kristallfläche soll an das Atomnetz der betreffenden Ebene erinnern (Abb. 12).



a b c

Abb. 12. Dehnung eines Kristalldrahtes im Modell veranschaulicht. a) ungedehnt (mit aufgerissener Gleitfläche). b) und c) gedehnt von der Flachseite und der Schmalseite des „Bandes" gesehen.

Die Verschiebung der Schichten des Holzmodelles gibt eine Nachahmung der Kristalldehnung: Gleitlinien und Abflachung werden in charakteristischer Weise sichtbar. Die Einhaltung der kristallographischen Gleitrichtung wird dadurch veranschaulicht, daß die Gleitung der Scheiben, nicht der Richtung größter Neigung folgt, sondern sich an die Richtung der einen Sechseckseite hält, also längs der entsprechenden Atomzeile geht. Man sieht, daß dieses schiefe Abgleiten eine eigenartig schiefe Lage der Gleitellipsen in dem entstehenden Bande zur Folge hat, und sieht es an den Gleitlinien der im Lichtbilde (Abb. 11) gezeigten Kristalle bestätigt, daß diese Folgerung tatsächlich zutrifft.

Daß bei der Gleitung die Richtung bestimmter Atomzeilen eingehalten wird, ist deshalb von besonderer Wichtigkeit, weil aus ihr der Beweis dafür abgeleitet werden kann, daß der Mechanismus, den wir hier für den Einkristall aufgedeckt haben, auch bei der Verformung der einzelnen Körner des Vielkristalles maßgebend ist. Man

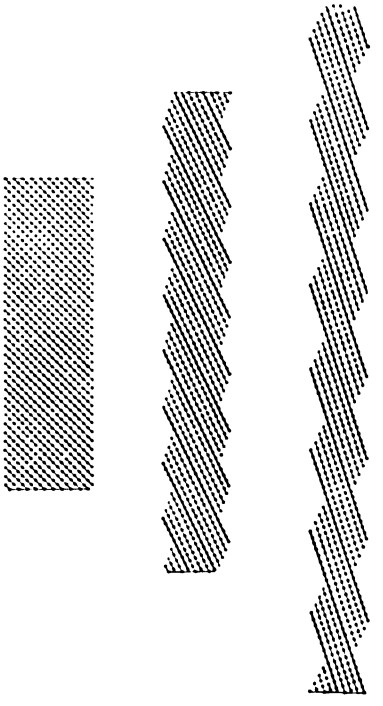


Abb. 13. Die Atomzeilen, längs deren die Gleitung erfolgt, schwenken in die Dehnungsrichtung ein.

erkennt wohl ohne Schwierigkeit, daß bei fortschreitender Dehnung in der Orientierung des Gitters ein Wechsel stattfindet, und zwar so, daß die Gleitfläche sich immer mehr an die Dehnungsachse anlegt, und dabei diejenige Atomzeile, längs deren die Gleitung stattfindet, in die Achse der Dehnung hineinschwenkt (Abb. 13). Unterwirft man also eine Anzahl Kristalle der Dehnung in ein und derselben Richtung, so bewirkt man damit eine Uniformierung der Kristalle; wie immer nämlich in ihnen das Gitter ursprünglich orientiert sein mochte, so bewirkt doch die Dehnung, daß sich das Gitter in allen Kriställchen in dieselbe Lage einstellt. Die Gitter stellen sich alle mit ein und derselben Atomzeile parallel zur Dehnungsrichtung ein.

Nun spielt sich aber gerade dieser Vorgang der Uniformierung der Gitterlagen als Folge der Dehnung in typischer Weise in den einzelnen Körnern der gewöhnlichen polykristallinen Metallkörper ab (Abb. 14). Und auch im einzelnen läßt sich die Verwandtschaft darlegen zwischen den Gitterdrehungen, die einerseits in Ein-

Digitized by Google

kristallen, andererseits in den Kristallkörnern desselben Metalls im gewöhnlichen polykristallinen Zustande eintritt. Diese Übereinstimmung liefert den Nachweis, daß der beim Einkristall beschriebene Verformungsmechanismus auch für die Körner des Vielkristalles Geltung hat.

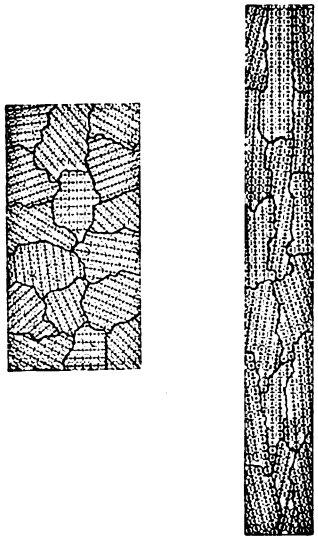


Abb. 14. Bei Dehnung eines Vielkristallkörpers schwenken in jedem Kristallkorn dieselben Atomzeilen in die Dehnungsachse ein.

So erweist sich die zu Anfang ausgesprochene Vermutung als zutreffend, daß plastische Formgebung kristalliner Körper durch die gesetzmäßige Anordnung der Materiebausteine vorgeschrieben ist. In kurze Worte gefaßt gilt das Prinzip: **Kristalline Materie läßt sich plastisch verformen, indem man die dichtesten Atomzeilen parallel zueinander verschiebt.**

Welches ist aber das Prinzip, das auf der anderen Seite der großen Trennungslinie waltet, in dem Reich der ungeordneten Materie, in dem es keine zu Zeilen aufgereihte Atome gibt? Bisher haben wir ja nur die eine Art der Überwindung der Festigkeit solcher Körper, nämlich das Zerbrechen erwähnt, das bei amorph gebauter Materie ohne Ausbildung von Kristallflächen vor sich geht. Wir haben jetzt den Mechanismus aufzuzeigen, der die andere Art des Ausweichens vor der äußeren Gewalt, die in einem plastischen Nachgeben besteht, im Bereiche der festen Körper mit ungeregelter Atomanordnung ermöglicht.

Um ihn zu finden, haben wir die Wärmebewegung zu beachten, von der wir bisher abgesehen haben. Diese Bewegung ist in amorph-festen Körpern etwas verschieden von derjenigen, die im Gase vor sich geht, welche wir vorhin in etwas roher Weise durch das Schütteln der Atome angedeutet haben. Sie besteht hier nicht, wie im Gase in einer fortschreitenden Bewegung freier Atome, sondern fast ausschließlich in einem Hin- und Herpendeln der Atome um eine feste Ruhelage. Das Bedeutungsvolle ist nun für uns, daß es, wenn auch selten, so doch immer wieder vorkommt, daß eine besonders starke Schwingung ein Atom aus seiner Stellung heraushebt, so daß es mit einem seiner Nachbarn den Platz tauscht. Langsamer als das Durcheinanderwirren der Atome im Gase, aber doch ebenso unaufhaltsam bringen diese Platzwechselereignisse eine Durchmischung der Materie zustande. Sie bewirken, daß nach einiger Zeit sich ein jedes Atom an einer anderen Stelle befinden wird, als an der es ursprünglich gelegen hatte.

Es ist nun leicht zu beweisen, daß diese innere Durchmischung eine Plastizität zur Folge hat. Denken wir uns z. B., wir hätten einen Glasfaden, der etwa die Form einer Spiralfeder haben mag im angespannten Zustande. So lange die Spiralfeder nicht plastisch nachgibt, wird sie bei ihrer Zusammenziehung in ihre Ausgangsform zurückgehen und dabei die ganze Arbeit hergeben, die man zu ihrer Dehnung aufzuwenden hatte. Denken wir uns nun zwischen Anspannung und Entspannung eine Wartezeit eingeschaltet, während derer die Wärmebewegung eine Durchmischung der Atome bewirkt. Die Wirkung dieser Durchmischung könnte von vornherein dreierlei Art sein:

1. Die Arbeit, die die Feder bei der Entspannung leistet, könnte größer geworden sein als die Arbeit, die zu ihrer Anspannung nötig war (Entspannungsarbeit > Anspannungsarbeit).

2. Die Entspannung könnte unverändert gleich der Anspannungsarbeit geblieben sein (Entspannungsarbeit = Anspannungsarbeit) und schließlich

3. könnte die Entspannungsarbeit unter den Wert der Anspannungsarbeit abgefallen sein (Entspannungsarbeit < Anspannungsarbeit).

Den mittleren Fall können wir sofort mit der Begründung ausschließen, daß es doch allzu unwahrscheinlich ist, daß alle Atome ihren Platz wechseln sollen und dabei der elastische Energieinhalt genau unverändert bleibt.

Was nun den ersten Fall anbelangt, so ist er doch zu schön, um wahr zu sein. Wir würden da eine Feder anspannen, dann einige Zeit warten, um nachher aus ihrer Zusammenziehung mehr Arbeit herauszuholen, als wir hineingesteckt haben. Ein Gesetz grundlegender Art verbietet es der Natur, uns so freigebig an die Hand zu gehen. Dieses Gesetz, der zweite Hauptsatz der Wärmelehre, schließt diesen Fall aus, und so springt die Folgerung heraus, daß die Wärmebewegung gemäß dem dritten Fall wirken, also stets nur eine Herabsetzung der elastischen Energie herbeiführen kann, — mit anderen Worten, sie bewirkt, daß die Spannung in der gereckten Spiralfeder nachläßt, daß diese sich nicht bis zu ihrer Ausgangslage zusammenzieht, daß sie also plastisch nachgibt.

Diese Art Plastizität, die man, weil sie der Wärmebewegung entspringt, als thermische Plastizität bezeichnen mag, muß mit Rücksicht auf ihre Entstehungsweise zwei bemerkenswerte Eigenschaften haben, in denen sie sich von der Kristallplastizät, die durch Verschiebung von Atomzeilen zustande kommt, durchaus unterscheiden müßte.

1. Im Gegensatz zur Kristallplastizität sollte sie (wie die Wärmebewegung) mit der Temperatur sehr erheblich zu- bzw. abnehmen und beim Nullpunkt der Temperatur verschwinden.

2. Da der Platzwechsel ein Vorgang ist, der allmählich im Laufe der Zeit vor sich geht, müßte das Ausmaß des plastischen Flusses stets erheblich von der Wirkungsdauer der Anspannung abhängen, wofür bei der einfachen Verschiebung von Atomzeilen keine Veranlassung besteht.

Beide Folgerungen scheinen sich durchaus zu bewahrheiten, und zwar ist die letztere Eigenart glasiger Körper, daß sie sich im Gegensatz zum Verhalten der kristallinischen Materie biegen lassen, wenn man die Kraft nur lange genug wirken läßt, bereits längst bemerkt worden. (Ein gutes Beispiel dafür gibt das amorphe Schusterpech, das beim Aufklopfen hart und spröde erscheint, bei länger dauerndem Lagern dagegen

Digitized by Google

schon unter Wirkung seines eigenen Gewichtes seine Form ändert — im Gegensatz zu den weichen [aber kristallinischen] Wachsfiguren der Ägyptengräber, die Jahrtausende hindurch ihre Gestalt bewahren.) Dagegen ist die erstere Folgerung erst kürzlich als richtig erwiesen worden. Zwar wußte man schon lange, daß glasige Körper bei tiefen Temperaturen durchaus spröde werden, doch war es zweifelhaft, ob nicht auch die Plastizität der Kristalle mit dem Absterben der Wärmebewegung zunichte wird. Erst neuere Versuche, in denen gemeinsam mit E. Schmid die Plastizität von Kristallen bis zu sehr tiefen Temperaturen gemessen wurden, führten den Nachweis, daß diese auch bei den tiefsten Temperaturen fast unverändert erhalten blieb.

Wir sehen also, daß bei diesen tiefsten Temperaturen die Gegenüberstellung des Amorphen und des Kristalles auf eine sehr einfache Formel zu bringen ist. Der amorphe völlige spröde — der Kristall nicht viel weniger nachgiebig als bei gewöhnlicher Temperatur.

Die Fruchtbarkeit dieser Gegenüberstellung liegt darin, daß sie zur Erwägung eines möglichen Übergangszustandes veranlaßt. Man wird auf den Gedanken geführt, daß, wenn es nur einigermaßen gelingen mag, die mustergültige Ordnung im Innern eines Kristalles zu stören, sogleich eine erhebliche Abnahme der Plastizität einsetzen müßte.

Wir wissen, daß diese Übergangszustände in der Wirklichkeit die größte Rolle spielen; wir wissen, daß auch bei festgehaltener chemischer Zusammensetzung der Widerstand gegen plastische Formänderung (also die Festigkeit) die ganze Skala zwischen Butterweichheit und Stahlhärte durchläuft, wenn man von den vollkommensten Einkristallen zu mehr und mehr ungeordneten Zuständen desselben Materials übergeht. Und es ist bekannt, daß das Mittel zur Zerstörung der vollkommenen Einkristallstruktur einfach der mechanische Verformungsprozeß selbst ist, er bewirkt die Verfestigung, die sich als mechanische Verfestigung bei der Bearbeitung der Metalle zum Nutzen oder auch zum Schaden des technischen Zweckes in jedem Arbeitsgange bemerkbar macht.

Als Beispiel sei hier erwähnt, wie man einen Stab, der aus einem einzigen Kupferkristall besteht, und der weich wie Butter ist, mit Leichtigkeit verbiegen kann, und der sich dabei so verfestigt, daß man ihn bei Anwendung seiner ganzen Kraft nicht mehr zurückbiegen kann.

Die Abb. 15 erläutert die Vorgänge, die bei der Biegung die ideale Ordnung des Kristalles zerstören, und dessen Annäherung an den amorph-spröden Zustand verursachen. Ein Blick lehrt uns das Wesentliche: Daß man nämlich die Kristallbiegung nicht wie die Dehnung als einfache Parallelverschiebung gerader Atomzeilen darstellen kann, vielmehr muß man hier eine Biegsamkeit der einzelnen Schichten zulassen, welche notwendigerweise den Zusammenhang des Gitters beeinträchtigt.

Man wird demnach erwarten, daß die Festigkeit des verformten Kristalles einen gemischten Charakter trägt, daß sich in ihr kristallinische und amorphe Züge vermengen. Parallelverschiebung der Atomzeilen mit der Wirkung der Wärmebewegung. Und so ist es auch in der Tat: Der „athermischen" Kristallplastizität überlagern sich bei verformten Körpern die thermischen Vorgänge der „Erholung" und der „Rekristallisation".

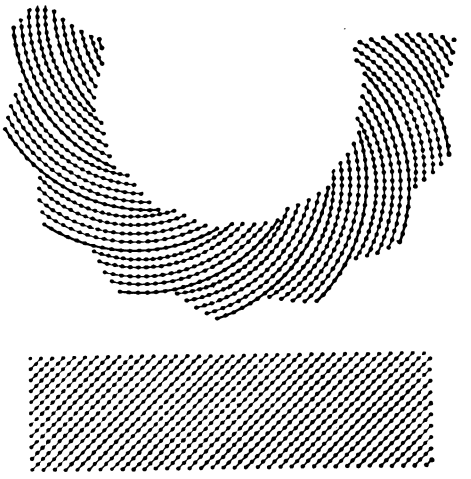


Abb. 15. Durch Biegung eines Kristalles wird die Ordnung des Raumgitters gestört.

Ähnliches gilt für den Einfluß der Zeit: Da die entfestigenden Vorgänge der Erholung und der Rekristallisation nicht momentan, sondern (wie alle durch die Wärmebewegung verursachten Wandlungen) allmählich mit der Zeit verlaufen, so führt ihr Einfluß einen Zeitfaktor in die Plastizität ein. Dementsprechend erweist sich die Wirkung der Kraft bei verformten Körpern, ähnlich wie bei den amorphen, als von der Dauer der Einwirkung abhängig.

Die Natur der Festigkeit verformter Kristalle liegt also in der Tat auf der Verbindungslinie zwischen den beiden Grenzfällen der vollkommen geordneten und der völlig ungeordneten Materie.

Historische Bemerkungen.

Die Ergründung des Kristallbaus, die uns die letzten beiden Jahrzehnte gebracht haben, verdanken wir der Laueschen Entdeckung (1912) der Interferenz der Röntgenstrahlen in den Kristallen, welche besonders durch W. H. und W. L. Bragg in meisterhafter Weise zur Methode der Strukturbestimmung ausgebaut wurde. Als eine der zahlreichen Folgen dieser Umwälzung konnte die Untersuchung der Festigkeit in dem hier erläuterten Sinne ausgeführt werden. Die erste Untersuchung über die Wirkung plastischer Deformation auf Metalleinkristalle habe ich auf der Hauptversammlung der Bunsengesellschaft 1921 mitgeteilt, wobei ich mich auf gemeinsame Versuche mit K. Peters und E. v. Gomperz stützte (vgl. Z. Elektrochem. Bd. 28, S. 16. 1922 u. Z. Phys. Bd. 8, S. 184. 1922). Die Fortschritte, die ich oben mitgeteilt habe, sind jedoch erst durch die gemeinsam mit H. Mark und E. Schmid ausgeführte Hauptarbeit (Z. Phys. Bd. 12, S. 68. 1922) hervorgebracht worden. Bald nach der Veröffentlichung in der Bunsengesellschaft wurden die Ergebnisse der wichtigen Arbeit von H. C. Carpenter und C. F. Elam, Proc. Roy Soc. Bd. 100, S. 120. 1921, bekanntgegeben, die das Gebiet der Metalleinkristalle von einer ganz anderen Seite anschnitt. Die Weiterführung erfolgte in England durch G. J. Taylor und C. F. Elam, Proc. Roy. Soc. Bd. 102, S. 634. 1923.

Die obigen Vorstellungen über Plastizität von amorphen Körpern als Folge chemischen Platzwechsels schließen sich an Ausführungen von R. Becker (Phys. Z. Bd. 26, S. 919. 1925) an. Die neueren Arbeiten, die gemeinsam mit E. Schmid bei tiefsten Temperaturen ausgeführt wurden, sind in vorläufiger Form erschienen in Naturwiss. Bd. 17, S. 301. 1929.

Digitized by Google

Zugversuche an Gold—Silberkristallen.

Von **G. Sachs** und **J. Weerts**[1].

Die Untersuchung von Legierungskristallen des Kupfers mit Zink (bis 28 Gew.-%) deckte verschiedene auffallende Veränderungen der mechanischen Eigenschaften mit steigender Menge des Zinks auf, welche teils der Mischkristallbildung, teils einer spezifischen Wirkung des Zinks auf Kupfer zugeschrieben wurden[2]. Ferner hatte es sich bei Untersuchungen dieser Legierungen im feinkristallinen Zustand gezeigt, daß auch die Walz- und Rekristallisationstexturen mit zunehmendem Zink-

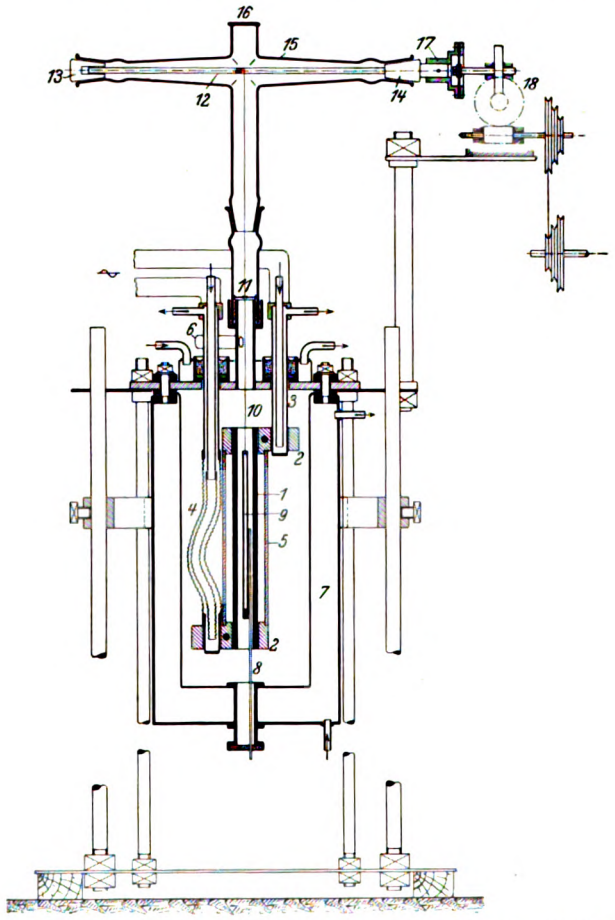


Abb. 1. Vakuum-Kohlerohrofen für die Herstellung einzelner Kristalle (schematische Darstellung, Maßstab etwa 1 : 10). *1* = Graphitheizrohr; *2* = Graphitklemmbacken; *3* = steifes Kupferrohr; *4* = biegsames Tombakrohr; *5* = Strahlungsschutz; *6* = zur Luftpumpe; *7* = wassergekühlter Mantel; *8* = Thermoelement-Schutzrohr; *9* = Kohlerohrtiegel; *10* = Wolframdraht; *11* = Zentrierring; *12* = Welle; *13* = Lager; *14* = Drehschliff; *15* = Glaskörper; *16* = Beobachtungsfenster; *17* = elastische Kupplung; *18* = Getriebe. Die Pfeile deuten den Lauf des Kühlwassers an. Thermoelement und Schutzrohr werden nach der Eichung entfernt.

gehalt ihren Charakter ändern[3]. Die innere Ursache auch dieser Erscheinung muß letzten Endes wohl im verschiedenen Verhalten der Einzelkristalle gesucht werden. Um daher den Einfluß der Legierungsbildung in einer möglichst von allen Verwicklungen ungestörten Form festzustellen, erschien es notwendig, eine vollständige Mischkristallreihe zu untersuchen, deren beide Komponenten sich in möglichst vielen Eigenschaften ähnlich sind. Das gegebene Legierungspaar hierfür ist Gold und Silber, die sich sowohl in chemischer Beziehung als auch in der Größe ihrer Gitterkonstanten sehr nahe stehen, also gerade in den beiden Eigenschaften, welche hauptsächlich für Eigenschaftsänderungen bei der Legierungsbildung verantwortlich gemacht werden.

Präzisionsmessungen der Gitterkonstanten ergaben zunächst entgegen der bisherigen Vorstellung eine Kontraktion des Gitters in den Legierungen nach einem parabolischen Gesetz, welche 0,006 Å bei der Legierung mit gleichen Atomanteilen von Gold und Silber erreicht[1].

Weiterhin wurden einzelne Kristalle in einem Vakuumofen hergestellt und Zugversuchen unterworfen. Die Schubspannungen an der Streckgrenze der Kristalle

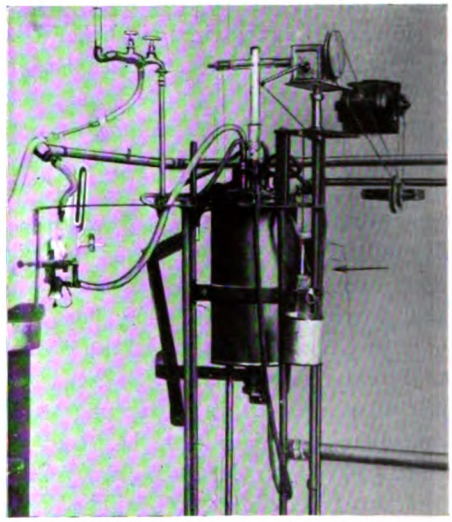


Abb. 2. Vakuum-Kohlerohrofen im Betriebe. Kristall (←) in der Ätzvorrichtung.

verlaufen ebenfalls nach einem parabolischen Gesetz, derart, daß die 50proz. Legierung mit 0,50 kg/mm² eine um fast eine Größenordnung höhere Streckgrenze aufweist als Gold (0,09 kg/mm²) und Silber (0,06 kg/mm²). Die Verfestigungskurven der Kristalle lassen besonders auf der Goldseite ganz gleichartige Unterschiede erkennen wie die Kurven der Kupfer—Zinkkristalle. Bei Silber und besonders bei Gold ist die Streckgrenze zwar ausgeprägt, aber danach bald der Spannungsanstig sehr stark und allmählich abnehmend. Bei den Legierungen mittlerer Konzentration, besonders derjenigen mit 30 Atom-% Silber, bleibt dagegen die Spannung hinter der Streckgrenze noch bis zu einer beträchtlichen Abgleitung (rund 12%) gleich; dann folgt ein längere Zeit fast gleichbleibender Anstieg der Schubspannung. Die durch das Gleiten hervorgerufene Unsymmetrie der Verfestigung, welche ein verwickeltes Zusammenwirken der verschiedenen Gleitbewegungen zur Folge hat, ist jedoch bei den Gold—Silberkristallen nur wenig

[1] Original: Z. Phys. Bd. 62, S. 473 bis 493. 1930.

[2] Frhr. v. Göler und G. Sachs: Z. Phys. Bd. 55, S. 581 bis 620. 1929.

[3] Frhr. v. Göler und G. Sachs: Z. Phys. Bd. 56, S. 474 bis 484, 485 bis 494. 1929.

[1] G. Sachs und J. Weerts: Z. Phys. Bd. 60, S. 481 bis 490. 1930.

Digitized by Google

größer als bei den beiden Komponenten. Ergänzungsversuche an Kupferkristallen ergaben für diesen Stoff ein ähnliches Verhalten wie für Silber und besonders Gold.

In einer weiteren Versuchsreihe wird noch die Kristallgleichrichtung in gewalzten und geglühten Blechen untersucht werden.

Herstellung der Kristalle. Die einzelnen Kristalle der reinen Metalle und Legierungen[1] wurden wie früher durch langsames Hindurchführen der Schmelze durch einen Ofen hergestellt.

Da jedoch bei verschiedenen Versuchen an silberreichen, an der Luft erschmolzenen Legierungen regelmäßig Störungen entstanden, als deren Ursache Gasaufnahme vermutet wurde, konstruierte Dr.-Ing. Frhr. v. Göler nach Vorbildern des Astrophysikalischen Instituts in Potsdam[2] einen Vakuum-Kohlerohrofen für die Kristallherstellung. Die Einzelheiten der endgültigen Ausführung gehen aus der schematischen Wiedergabe Abb. 1 und dem Lichtbild Abb. 2 hervor. Bei den vorliegenden Versuchen beschränkten wir uns auf das von einer Ölpumpe gelieferte Vakuum, das am Ofen durchschnittlich 0,5 mm Quecksilber betrug.

Abb. 3. Wachstumszwillinge auf der Oberfläche eines Goldkristalls (viermal vergrößert).

Der Ofen hat sich im ganzen sehr gut bewährt. Schwierigkeiten bei der Kristallherstellung entsprangen hauptsächlich aus der Unvollkommenheit der Aufhängung und des unteren Verschlusses der als Tiegel verwendeten Kohlerohre. Zum Aufhängen bewährte sich nach verschiedenen Versuchen Wolframdraht von 0,11 mm Durchmesser, der nach je fünf bis zehn Versuchen wegen eingetretener Sprödigkeit ausgewechselt wurde[3]. Als Boden wurde in die Rohre (5 bis 6 mm lichte Weite) ein Kohlestopfen genau eingepaßt und mit einem Kohlestift verbolzt.

Die gewonnenen Kristallstäbe wurden durch öfteres Eintauchen in Zyankalilösung angeätzt[1], um ihren Zustand festzustellen. In manchen Fällen konnte jedoch erst durch Röntgenaufnahmen nachgewiesen werden, daß ein Stab aus zwei der Länge nach verwachsenen, nur wenig verschieden orientierten Kristallen bestand. Äußerlich ließen die Kristalle nur in seltenen Fällen Baufehler erkennen, während früher bei den an der Luft hergestellten dickeren (10 mm Durchmesser) Messingstäben Störungen fast regelmäßig beobachtet wurden[2]. Nur bei einigen Silberkristallen traten eigentümliche Systeme paralleler Streifen auf, die beim Ätzen verschwanden. Abb. 3 zeigt gleiche Baufehler bei einem Kristallstab aus Gold, welche ganz das Aussehen von Wachstumszwillingen haben. Wegen der geringen Ausdehnung dieser Bereiche war eine genaue Orientierungsbestimmung nicht möglich. Soweit ein Kristallstab über eine größere Länge aus einem einzigen Kristall bestand, ergab er auch in den zur Orientierungsbestimmung vorgenommenen Drehaufnahmen[3] entsprechend Abb. 4 scharf begrenzte und gut symmetrische Interferenzflecke. Auch wiesen die Kristalle keine Andeutungen von Dendriten vor, waren also dem äußeren Anschein nach homogen, wie es bei dem schmalen Schmelzintervall zu erwarten war. Dies wurde noch durch Ätzen eines Kristalls mit 50 At.-% Ag in $AuCl_3$-Lösung bewiesen, wobei der Kristall blank blieb, während bei unhomogenen Legierungen dieser Zusammensetzung dunkle Flecke entstehen[4].

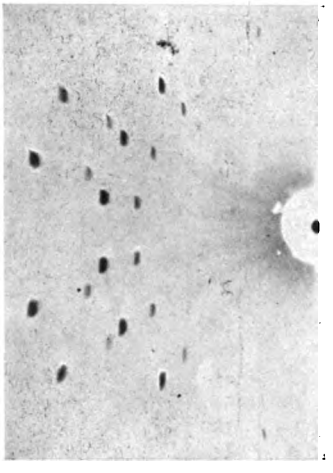


Abb. 4. Drehaufnahme eines Gold—Silberkristalls mit 50 At.-% Ag (Nr. 46).

Die Ausbeute an einzelnen Kristallen von genügender Länge war je nach der Legierung verschieden. Auf

[1] Die Deutsche Gold- und Silberscheideanstalt, Pforzheim, hat uns durch Lieferung der Legierungen in versuchsfertiger Form gefördert, wofür wir besonders Herrn Dr. Nowack zu Dank verpflichtet sind.

[2] E. F. Freundlich: Das Turmteleskop der Einsteinstiftung. Berlin: Julius Springer 1927; K. L. Wolf: Z. Phys. Bd. 44. S. 170 bis 189. 1927.

[3] Der Osram G. m. b. H. danken wir bestens für die Überlassung von Wolframdraht.

[1] Das Aus- und Eintauchen wurde mechanisch besorgt (vgl. Abb. 2); die so erzielte Zufuhr genügender Mengen von Sauerstoff verstärkte die Ätzwirkung.

[2] M. Masima und G. Sachs: Z. Phys. Bd. 50, S. 161 bis 186. 1928.

[3] Frhr v. Göler und G. Sachs: a. a. O. Die Röntgenuntersuchung erfolgte mittels einer Müller-Kreuzfokusröhre mit Eisenantikathode, die an einen Seifert-Spektroanalytapparat angeschlossen war. Die Aufnahmebedingungen waren: 40 kV eff., 20 mA, 2 St., 35 mm Abstand.

[4] G. Tammann: Z. anorg. Chem. Bd. 107, S. 1 bis 239. 1909.

Digitized by Google

Tabelle 1. Übersicht der hergestellten Kristalle.

At.-% Ag	Gew.-% Ag	Nr.	Winkel der Stabachse zu den Würfelkanten			Verhalten beim Zugversuch	Röntgenographische Untersuchung
			α_1	α_2	α_3		
0	0	1	23,0	67,1	89,1	gut	zu wenig Meßpunkte
0	0	2	43,2	51,6	73,3	Streckgrenze verwischt	zu wenig Meßpunkte
0	0	3	20,1	70,3	85,2	gut	gut
0	0	4	44,0	56,2	65,7	—	—
0	0	5	40,0	59,0	67,5	gut	gut
0	0	6	33,6	60,3	75,8	gut	gut
0	0	31	31,8	62,2	75,7	—	—
0	0	32	52,1	52,7	59,9	—	—
0	0	40	38,6	62,9	64,8	Streckgrenze gut, Kurve zu hoch	einfache Gleitung gestört
3,5	2,0	9	18,2	71,9	79,1	Streckgrenze gut, Kurve zu hoch	
3,5	2,0	10	24,8	67,0	81,8	Streckgrenze gestört	gut
3,5	2,0	33	28,9	61,6	86,0	gut	—
10,0	6,0	7	19,8	75,1	77,3	Streckgrenze gut, Kurve zu hoch	einf. Gleitung gestört
10,0	6,0	8	24,7	69,0	77,9	Streckgrenze gestört	gut
10,0	6,0	26	34,9	61,0	72,3	gut	—
31,5	20,0	11	26,8	64,4	82,9	gut	gut
31,5	20,0	12	30,7	68,9	68,8	schlecht	—
31,5	20,0	30	35,6	60,6	71,4	gut	gut
31,5	20,0	55	18,9	76,1	77,3	—	—
50,0	35,5	46	28,2	65,1	77,2	gut	gut
73,0	60,0	18	17,0	74,2	83,7	gut	gut
73,0	60,0	29	18,4	73,3	82,8	gut	gut
73,0	60,0	42	31,8	60,8	78,4	Streckgrenze gut	—
73,0	60,0	43	39,1	62,7	64,2	—	—
77,3	65,3	45	11,8	78,2	88,9	schlecht	—
91,0	85,0	22	31,6	59,9	81,7		—
91,0	85,0	23	16,7	73,5	88,1		—
91,0	85,0	37	8,8	82,3	85,4	Unregelmäßiger Kurvenverlauf dicht	einf. Gleitung gestört
91,0	85,0	48	24,6	66,9	81,5	jenseits der Streckgrenze	gut
91,0	85,0	49	9,0	81,7	86,8		—
91,0	85,0	51	47,9	51,4	66,3		—
91,0	85,0	53	7,4	82,8	89,0	—	—
91,0	85,0	56	5,2	84,8	89,3	—	—
97,0	95,0	27	13,1	80,2	81,1	—	—
97,0	95,0	20	36,6	55,8	79,3	Unregelmäßiger Kurvenverlauf dicht	einfache Gleitung gestört
97,0	95,0	36	44,5	46,3	83,4	jenseits der Streckgrenze	
97,0	95,0	44	39,3	55,3	74,3		
97,0	95,0	54	30,5	65,2	73,0	—	—
100,0	100,0	13	23,2	71,7	76,3	Streckgrenze und Kurve schlecht	—
100,0	100,0	14	29,5	66,9	72,8	Streckgrenze gut, Kurve schlecht	—
100,0	100,0	15	10,2	80,2	87,1	—	—
100,0	100,0	17	37,1	53,0	87,2	Streckgrenze gestört	gut
100,0	100,0	34	43,3	49,4	77,3	Streckgrenze gut	einf. Gleitung gestört
100,0	100,0	35	16,8	75,6	81,5	Streckgrenze gut, Kurve zu hoch	gut, zu wenig Messungen
100,0	100,0	38	43,0	51,6	73,9	Streckgrenze gestört, Kurve gut[1]	einf. Gleitung gestört
100,0	100,0	41	40,5	56,8	69,8	gut[1]	gut

der Goldseite ergaben 80 bis 100% aller Schmelzen Kristalle über 50 mm Länge. Auf der Silberseite dagegen, und zwar besonders von den Legierungen mit 73 und 91 Atom-% Ag, konnten in einer großen Zahl von Schmelzen nur wenige, dem äußeren Anschein nach gute Kristalle gewonnen werden. Bei der Untersuchung stellten sich dann jedoch bei dem größten Teil dieser Kristalle Unregelmäßigkeiten im Kraftverlauf heraus, deren Ursache nicht geklärt werden konnte. Die Ergebnisse der Versuche mit silberreichen Kristallen sind daher noch bis zu einem gewissen Grade unsicher.

Abb. 5 zeigt die Orientierung der nach den Ätzungen und Röntgenaufnahmen als brauchbar angesprochenen Kristalle (vgl. Tabelle 1). Es zeigen sich danach gewisse bevorzugte Wachstumsrichtungen bei einigen Legierungen.

[1] Unregelmäßiger Kurvenverlauf dicht oberhalb der Streckgrenze.

Weiterhin erwiesen sich nach Abb. 6 die meisten Kristalle als unbrauchbar, welche in der Nähe einer Grenzlinie des Orientierungsdreiecks lagen. Ihre Streckgrenze war im Gegensatz zu einwandfreien Kristallen nicht scharf ausgesprochen, und die Verfestigungskurven verliefen sehr hoch. Es ist dies jedenfalls wie in früheren Versuchen auf Störungen der einfachen Gleitbewegung zurückzuführen[1].

Streckgrenzen. Die Kristalle wurden dann Zugversuchen unterworfen[2]. Wegen ihrer außerordentlich großen Weichheit — schon unvorsichtige Bewegungen

[1] M. Masima und G. Sachs: a. a. O.; Frhr. v. Göler und G. Sachs: a. a. O.

[2] Bis 200 kg Last benutzten wir eine Zerreißmaschine von L. Schopper, Leipzig, welche uns in entgegenkommender Weise zur Verfügung gestellt wurde. Bei höheren Lasten erfolgte die Dehnung in einer Zerreißmaschine bis 10 bzw. 1 t Höchstlast von Mohr & Federhaff, Mannheim.

Digitized by Google

bewirkten Verbiegungen — wurden die Einspannköpfe mittels eines Rahmens genau axial geführt. Spiegelapparate zur Messung der Formänderungen anzubringen, erschien ebenfalls als gefährlich. Die Querschnitte

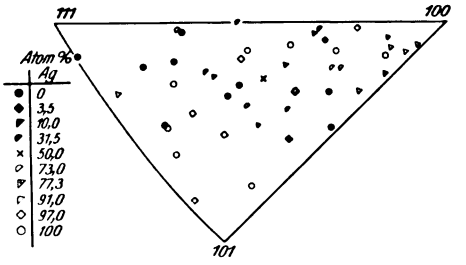


Abb. 5. Orientierungsübersicht der hergestellten Kristalle.

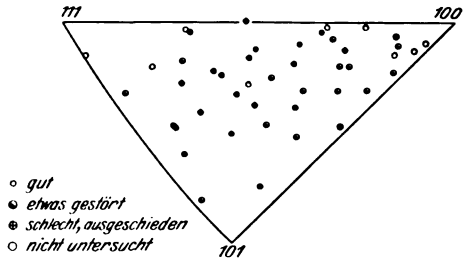


Abb. 6. Orientierung brauchbarer und unbrauchbarer Kristalle.

wurden daher äußerst vorsichtig mittels einer kleinen Mikrometerschraube in zwei Richtungen gemessen. Nach einiger Übung konnten die Ablesungen auf $^1/_{1000}$ bis $^2/_{1000}$ mm genau erhalten werden. Die Streckgrenze war dadurch in fast allen Fällen gut zu erfassen.

Die Kristalle wiesen mit einigen noch zu besprechenden Ausnahmen sehr scharfe Streckgrenzen auf. Veränderungen des Durchmessers konnten in der Regel erst unmittelbar an der Streckgrenze festgestellt werden; bis dahin waren die Formänderungen anscheinend ganz elastisch. Dies spricht ebenso für die Güte der Kristalle, wie die sehr niedrigen und gut übereinstimmenden Werte der Streckgrenzen für Gold und Silber und einige Legierungen in Tabelle 2.

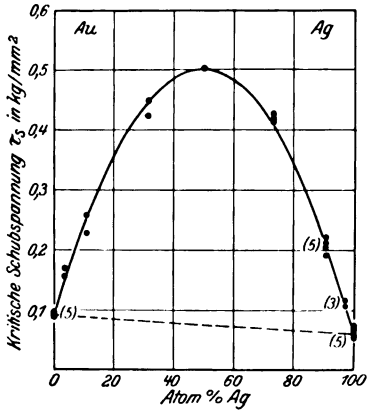


Abb. 7. Kritische Schubspannung von Gold—Silberkristallen.

Bei den beiden silberreichsten Legierungen, bei einigen Silberkristallen, sowie auch noch bei einigen der zur Ergänzung untersuchten Kupferkristalle waren jedoch die Streckgrenzen in eigentümlicher Weise schlecht. Die ersten deutlichen Formänderungen nahmen mit steigender Last zunächst nur langsam zu, und in den Dehnungskurven bildete sich danach ein mehr oder weniger hoher Buckel aus (vgl. Abb. 8). Die Werte für diesen Buckel lagen wesentlich höher als die erwarteten Streckgrenzwerte und streuten stark. Dagegen ergaben die Lasten, bei denen die ersten Formänderungen tatsächlich festgestellt wurden, den Erwartungen entsprechende Streckgrenzen. Diese Formänderungen wurden daher als reell angesehen und die Streckgrenzen dementsprechend angesetzt.

Tabelle 2. Fließgrenze von Gold—Silberkristallen.

Silbergehalt At.-%	Silbergehalt Gew.-%	Kristall Nr.	Zugspannung an der Fließgrenze σ_S kg/mm²	Umrechnungsfaktor $\cos\varrho\cos\varphi$	Kritische Schubspannung τ_S kg/mm²	Bemerkungen
0	0	1	0,193	0,498	0,096	
0	0	3	0,178	0,499	0,089	
0	0	5	0,205	0,423	0,087	
0	0	6	0,187	0,482	0,090	unsicher
0	0	40	0,236	0,404	0,095	
					0,091	Mittelwert
3,5	2	9	0,330	0,469	0,155	
3,5	2	10	(0,385)	0,500	(0,192)	gestört
3,5	2	33	0,338	0,500	0,169	
					0,162	Mittelwert
10	6	7	0,552	0,466	0,257	
10	6	8	(0,582)	0,487	(0,284)	gestört
10	6	26	0,485	0,466	0,226	
					0,242	Mittelwert
31	20	11	0,895	0,500	0,448	
31	20	30	0,928	0,456	0,423	
					0,436	Mittelwert
50	35,5	46	1,03	0,487	0,502	
73	60	18	0,905	0,471	0,426	
73	60	29	0,905	0,455	0,412	
73	60	42	0,850	0,493	0,419	
					0,419	Mittelwert
91	85	22	0,442	0,500	0,221	
91	85	23	0,387	0,492	0,190	
91	85	48	0,409	0,498	0,203	
91	85	49	0,441	0,459	0,203	
91	85	51	0,529	0,399	0,211	
					0,206	Mittelwert
97	95	20	0,240	0,485	0,116	
97	95	36	0,260	0,443	0,115	
97	95	44	0,229	0,461	0,106	
					0,112	Mittelwert
100	100	14	0,143	0,464	0,066	
100	100	17	(0,156)	0,472	(0,074)	gestört
100	100	34	0,145	0,451	0,065	
100	100	35	0,107	0,479	0,051	
100	100	41	0,132	0,438	0,058	
					0,060	Mittelwert

In Tabelle 2 sind die Streckgrenzen der Kristalle zusammengestellt und mit Hilfe der Umrechnungsfaktoren $\cos\varrho\ \cos\varphi$ (ϱ = Winkel Stabachse-Gleitrichtung, φ = Winkel Stabachse-Gleitflächennormale) in wirksame Schubspannungen τ_s umgerechnet, welche nach Schmid als die für den Gleitbeginn in Kristallen maßgebende Größe gelten[1]. Diese sind in

[1] E. Schmid: Proc. Int. Congr. Appl. Mech. Delft 1925, S. 342 bis 353.

Digitized by Google

Abb. 7 über der Konzentration in Atomprozenten aufgetragen.

Die stark durchgezogene Kurve in Abb. 7 ist eine Parabel von der Form

$$\tau_s = k \cdot \tau_{Ag} + (1 - k) \cdot \tau_{Au} + k \cdot (1 - k) \cdot 4\tau_0 ,$$

worin $\tau_{Ag} = 0{,}060$ kg/mm² die mittlere Schubspannung an der Streckgrenze des Silbers, $\tau_{Au} = 0{,}091$ kg/mm² der entsprechende Wert für Gold, k die Silberkonzentration in Atomprozenten und $\tau_0 = 0{,}427$ kg/mm² die Abweichung von der Mischungsregel bei der Legierung mit gleichen Anteilen Gold und Silber ist. Die Versuchspunkte passen sich dieser Kurve gut an, wenn auch mit einiger Streuung.

Die Streckgrenze einzelner Kristalle verläuft danach ähnlich wie der elektrische Widerstand von feinkristallinen Gold—Silberlegierungen[1]. Auch die relativen Unterschiede sind in beiden Fällen von gleicher Größenordnung. der Höchstwert ist rund fünfmal so groß wie die Grenzwerte. Bei den wenig scharf definierten mechanischen Eigenschaften von vielkristallinem Material (Ritzhärte) sind dagegen viel geringere Unterschiede beobachtet worden[2].

Verfestigungskurven. In Abb. 8 sind die Last-Querschnittskurven der Kristalle zusammengestellt. Die

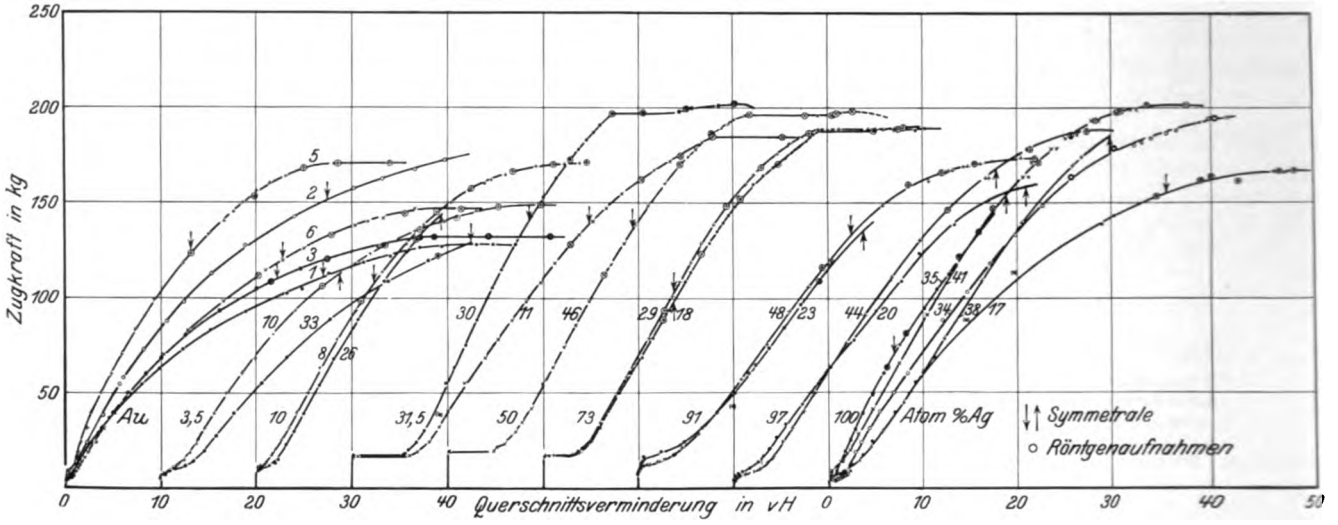


Abb. 8. Last-Querschnittskurven von Gold—Silberkristallen.

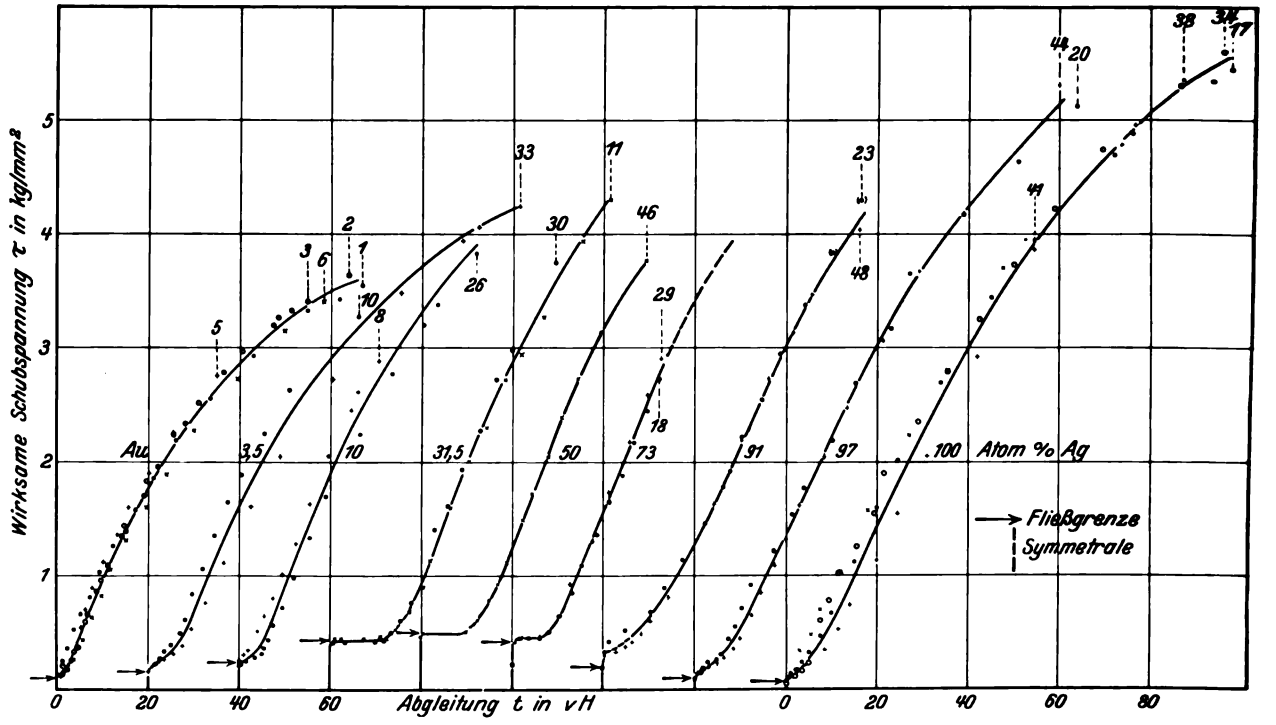


Abb. 9. Schubspannung-Ableitungskurven von Gold—Silberkristallen.

Kurven der reinen Metalle zeigen einen gleichmäßig gekrümmten Verlauf. Bei den mittleren Konzentrationen treten dagegen wie bei Kupfer—Zinkkristallen kurz vor

[1] Vgl. A. Schulze: Die elektrische und thermische Leitfähigkeit Bd. II, 2 der Metallographie von W. Guertler. S. 270 bis 274. Berlin 1925.

[2] N. S. Kurnakow und S. F. Zemczuzny: Z. anorg. Chem. Bd. 60, S. 1 bis 37. 1908.

Digitized by Google

dem Bruch Knicke auf, die als plötzlicher Übergang der Gleitbewegung von einem Gleitsystem auf das andere gedeutet wurden.

Entsprechend den früher entwickelten kristallmechanischen Überlegungen[1] sind die Zugkurven (Abb. 8) bis zur Symmetralen auf Schubspannung-Abgleitungskurven (Abb. 9) umgerechnet. Dieser Ersatz der Zugspannungen durch wirksame Schubspannungen und der Formänderungen durch (auf den Gleitflächenabstand 1 bezogene) Abgleitungen führt die infolge der Orientierungsunterschiede weit auseinanderlaufenden Zugkurven mit einer durchschnittlich recht guten Übereinstimmung in für die einzelnen Legierungen einheitliche Kurven über. Damit dürfte es an dem vorliegenden Beispiel erneut bestätigt sein, daß man mit diesen Umrechnungen den Grundgesetzen der plastischen Verformung nahekommt und in den Verfestigungskurven (Abb. 10) das mechanische Verhalten der einzelnen Legierungen kennzeichnende Elementarkurven gewinnt. Besonders deutlich wird dies an den Kurven des Goldes in Abb. 8 und 9. Nur bei den silberreichen Legierungen treten größere Abweichungen besonders zu Beginn der Dehnung auf.

Eigenartig ist zunächst auch hier die Ausbildung eines horizontalen Kurvenzweiges an der Streckgrenze, dessen Länge bei etwa 30 Atom-% Ag ein Maximum durchläuft. Von diesen Verhältnissen gewinnt man eine gewisse Vorstellung, wenn man wie in Abb. 11 die einer Spannung $\tau = 1{,}0$ kg/mm² zugehörigen Abgleitungen über der Konzentration aufträgt.

Die Kurve von Gold krümmt sich weiterhin bei stärkeren Abgleitungen ziemlich stark, während die des Silbers allmählich steiler wird und sich dann weniger krümmt. Bei den Legierungen mittlerer Konzentration verlaufen die Verfestigungskurven im ganzen noch etwas steiler als die des Silbers und über ein längeres Stück fast gerade. Trotz des anfänglichen Zurückbleibens der Spannung führen sie dabei zu höheren Gleitwiderständen. Dadurch erklärt sich die aus technischen Untersuchungen bekannte Tatsache, daß Festigkeit und Härte der Kristallhaufwerke, d. h. mittlere Gleitwiderstände bei verhältnismäßig großen und im Vergleich zum Zugversuch an Einzelkristallen verwickelten Verformungen, bei Legierungen mittlerer Zusammensetzung Höchstwerte durchlaufen.

Ähnlich liegen die Verhältnisse übrigens auch bei α-Messingkristallen. Hier wird zu Beginn die durch horizontalen Kurvenverlauf angezeigte Schwächung bei höherem Zinkgehalt sehr groß, und auch die Verfestigung ist zunächst geringer als die von Kupfer. Im weiteren Verlauf des Gleitens wird aber die Verfestigung um so stärker, je höher der Zinkgehalt ist.

Die im Zugversuch erreichten absoluten Höchstwerte der Schubspannungen sind bei den Legierungen nur wenig größer als bei den reinen Metallen. Das gleiche gilt für die größte Steigung der Verfestigungskurven. Beide Erscheinungen sind gegenüber den kennzeichnenden Unterschieden im Verlauf des Verfestigungsvorganges ohne wesentliche Bedeutung.

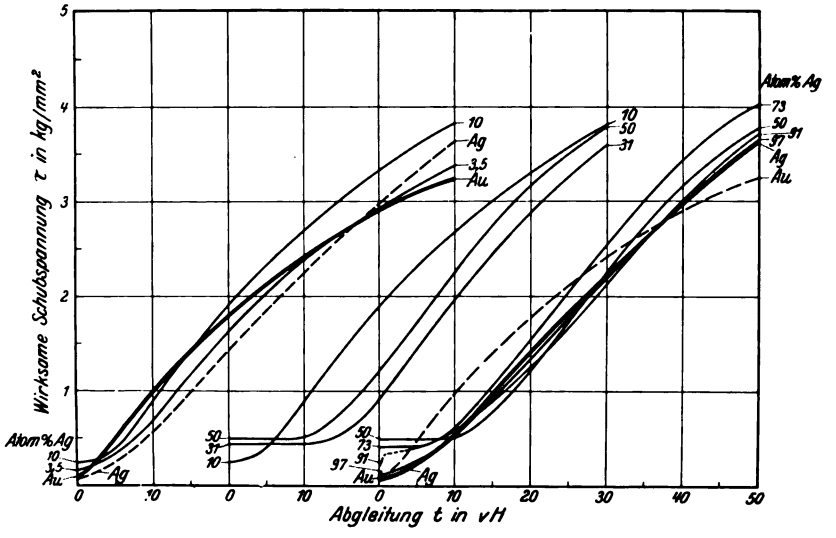


Abb. 10. Zusammenstellung der Verfestigungskurven von Gold—Silberkristallen.

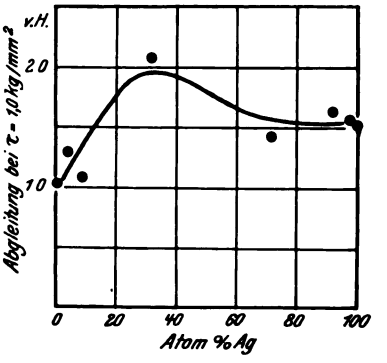


Abb. 11. Abgleitung bei gleicher Schubspannung $\tau = 1{,}0$ kg/mm².

Das Ausmaß der Verfestigung ist bei den reinen Metallen außerordentlich groß. Die Schubspannung steigt bis zum Beginn der Einschnürung auf etwa den hundertfachen Wert der Streckgrenze an. Bei den Legierungen ist die Verfestigung entsprechend der bis zu einer Größenordnung höher liegenden Streckgrenze geringer.

Orientierungsänderungen. An einer Anzahl von Kristallen wurde die Orientierung nach geeigneten Dehnungsstufen verfolgt. Die Genauigkeit beträgt rund 0,5°. Das Ergebnis in Abb. 12 zeigt, daß nicht nur die Legierungen, sondern auch Gold und Silber die Symmetrale in erheblichem Maße überschreiten. Der Weg bei einfacher Gleitung bleibt in der Regel ganz wie bei Messingkristallen um ein Geringes hinter der Berechnung zurück.

Die Unsymmetrie, die sich in der Überschreitung der Symmetralen (Abb. 12) kennzeichnet, entspricht

[1] Frhr. v. Göler und G. Sachs: Z. Phys. Bd. 41, S. 103 bis 115. 1927; R. Karnop und G. Sachs: Z. Phys. Bd. 41, S. 116 bis 139. 1927.

Digitized by Google

einem Verfestigungsunterschied zwischen der zuerst wirksamen Gleitfläche und der an der Symmetrale ihr geometrisch gleichwertigen Gleitfläche. Der größte beobachtete Verfestigungsunterschied steigt nach Abb. 13 die Verfestigungsunterschiede wirksamer und ru- Gleitflächen erkennbar. Der Wert von Silber s etwas höher als der von Gold zu sein, das Ma liegt näher zum Silber als zum Gold.

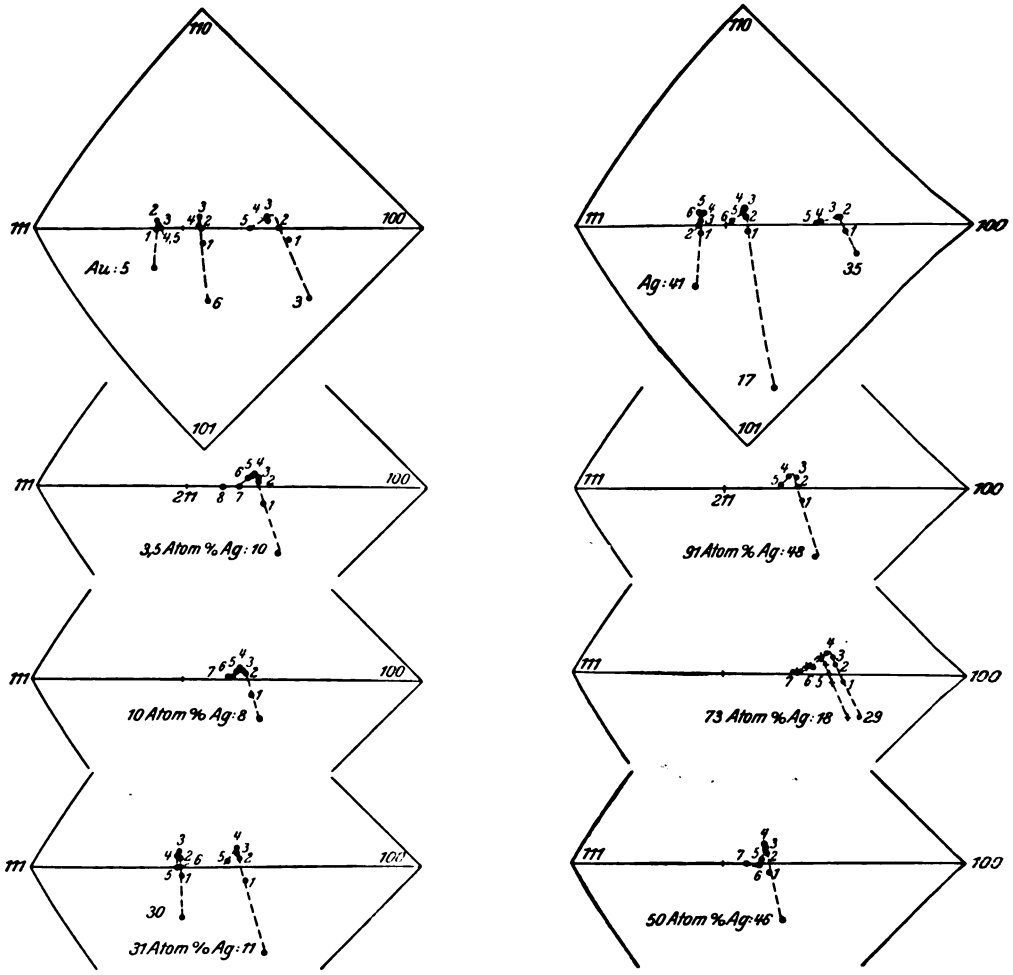


Abb. 12. Änderung der Stabachsenorientierung von Gold—Silberkristallen während des Zugversuches.

von 6 bis 8% bei den reinen Metallen bis zu etwa 12% bei den Legierungen mittlerer Konzentrationen. Die durch das Gleiten hervorgerufene Unsymmetrie wird danach bei Gold—Silberlegierungen höchstens etwa halb so groß wie bei Zink—Kupferlegierungen. Danach ist also nur ein geringer Einfluß der Legierungsbildung auf

Die Abb. 12 läßt jedoch noch erkennen, daß bei d reinen Metallen die Überschreitung der Symmetral bei der weiteren Verformung nur allmählich abnimm

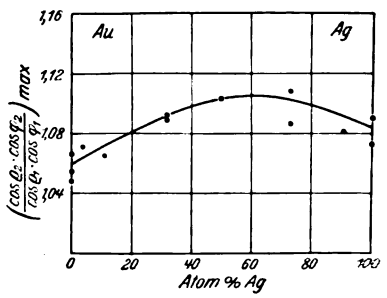


Abb. 13. Schwächung der ersten Gleitfläche gegenüber der zweiten.

Beide Gleitsysteme beteiligen sich danach annähernd zu gleichen Anteilen. Bei den Legierungen mittlerer Konzentration kehrt die Orientierungsänderung dagegen ihre Richtung ziemlich unvermittelt um, so daß die Symmetrale bald ein zweites Mal erreicht und vielleicht sogar überschritten wird. Dies entspricht einem plötzlichen Wechsel des Gleitsystems, worauf auch die Knicke in den Lastkurven (Abb. 8) hinweisen.

Tabelle 3. Dehnungsstufen bei röntgenographischer Verfolgung der Orientierungsänderung (Abb. 12).

Silbergehalt At.-%	Kristall Nr.	1	2	3	4	5	6	7	8
		Querschnittsverminderung in %							
0	3	21,4	27,4	37,0	38,5	50,8			
0	5	12,2	19,6	24,7	28,3	33,8			
0	6	20,0	27,7	35,4	41,3				
3,5	10	16,8	23,5	27,1	31,0	35,4	39,8	~44	~51,5
10	8	10,9	18,8	22,4	26,8	31,0	34,5	~37	
31	11	22,9	30,2	34,3	37,8	44,9			
31	30	18,6	22,8	27,1	30,3	34,8	39,9		
50	46	16,6	24,5	27,7	31,7	37,6	40,2	54,2	
73	18	12,6	16,6	20,5	24,6	34,7	—		
73	29	12,7	19,2	22,8	27,8	37,3	37,8	—	
91	48	19,3	28,4	31,8	35,1	41,9			
100	17	34,6	38,9	39,8	42,4	~46,2	47,5		
100	35	8,0	13,8	16,0	35,5	37,9			
100	41	17,3	22,2	25,7	28,2	30,4	30,7	33,6	37,6

Digitized by Google

Einige Kristalle in der Nähe der Grenzlinie [101]—[111] hen von dem bei einfacher Gleitung zu erwartenden ge nach der Richtung [111] hin ab. Dies erklärt sich hl aus dem Mitwirken des an sich nicht berechtigten itsystems (111), [011][1]. Solche Kristalle wurden nfalls unberücksichtigt gelassen.

Einschnürung und Bruch. Die endgültige Einnürung vollzieht sich bei den Gold—Silberkristallen der Regel ähnlich wie bei Aluminium- und Kupfer-

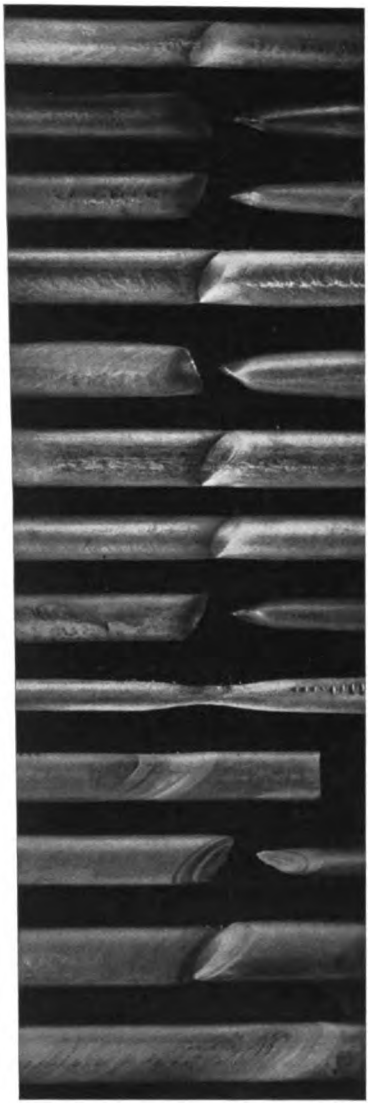


Abb. 14. Einschnürungs- und Bruchformen von Gold—Silberkristallen (etwa 1,5mal vergrößert). Oben regelmäßige, unten abweichende Formen.

kristallen; die Bruchstücke zeigen dann die charakteristische Doppelschneide[2]. Bei mittleren Konzentrationen, silberreichen Legierungen und bei reinem Silber trat die Einschnürung ziemlich plötzlich auf. Während sie sich aber bei den mittleren Legierungen über die Stablänge hin zunächst noch ausglättete, erfolgte bei einigen Silber- und silberreichen Kristallen ein plötzlicher Einbruch. Unter knackenden und knarrenden Geräuschen bildeten sich zunächst örtlich kräftige, einseitige Gleitungen aus, wobei sich der elliptische Stab weiter stark abflachte. Im weiteren Verlauf des Bruchvorganges entstanden jedoch auch in diesen Fällen ähnliche Bruchformen wie sonst. Vollständig einseitige oder unregelmäßige Bruchformen, wie sie α-Messing zeigt[1], sind hier in keinem Falle beobachtet worden.

Abb. 14 zeigt einige Einschnürungs- und Bruchformen der regelmäßigen und der abweichenden Art.

Kupfer, Silber, Gold. Zur Vervollständigung des Bildes wurden noch gleichartige Versuche an zwei ebenfalls im Vakuum hergestellten Kupferkristallen angeschlossen. Abb. 15 und 16 zeigen das Ergebnis.

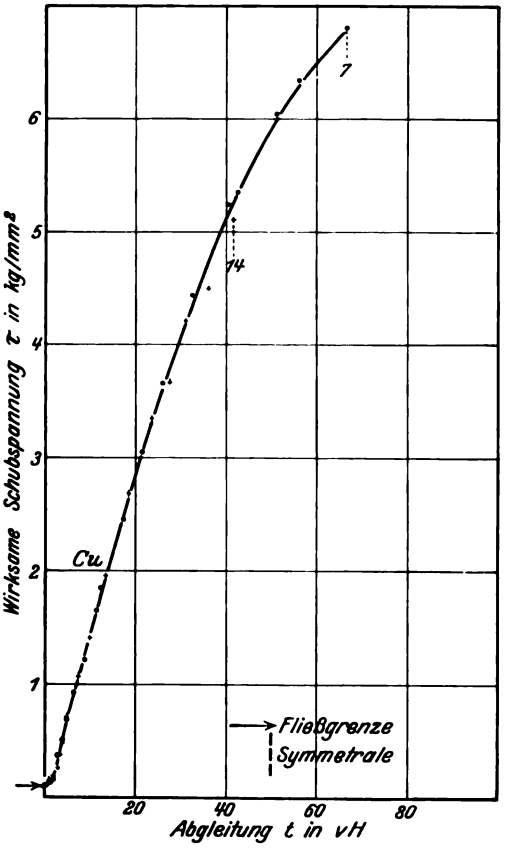


Abb. 15. Schubspannung-Abgleitungskurve von Kupferkristallen.

Gegenüber den früheren Versuchen[2] mit an der Luft erschmolzenen, etwa doppelt so dicken Kristallen finden sich folgende Abweichungen:

Die Streckgrenze liegt mit 0,10 kg/mm² nur etwa $^1/_4$ so hoch, die Verfestigungskurve in Abb. 15 verläuft, wie auch schon damals für günstiger orientierte Kristalle vermutet wurde, im ganzen etwas tiefer und weniger stark gekrümmt. Diese Unterschiede erklären sich zwanglos aus der besseren Beschaffenheit der im Vakuum erschmolzenen Kristalle. Ferner ist hier eine erhebliche Überschreitung der Symmetralen, entsprechend einem maximalen Verfestigungsunterschied der beiden Gleitflächen um rund 9% nachgewiesen worden, während damals praktisch keine Störung der Gittersymmetrie festgestellt werden konnte. Die letztere Tatsache kann aber durch die bei den dickeren, an der Luft erschmolzenen

[1] J. Weerts: Forsch.-Arb. Ing. Heft 323. 1929; Frhr. v. Göler und G. Sachs: Z. Phys. Bd. 55, S. 581 bis 620. 1929.

[2] R. Karnop und G. Sachs: Z. Phys. Bd. 41, S. 116 bis 139. 1927.

[1] M. Masima und G. Sachs: Z. Phys. Bd. 50, S. 161 bis 186. 1928.

[2] Frhr. v. Göler und G. Sach: a. a. O.

Digitized by Google

Kristallen festgestellten Fehler im Gitterbau hervorgerufen sein. Diese machten immerhin bis zu einigen Graden Orientierungsschwankungen aus, und es wäre

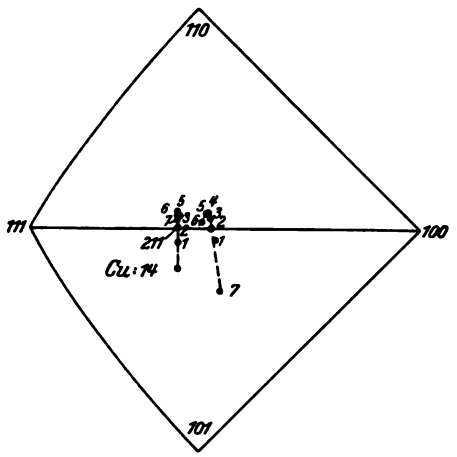


Abb. 16. Änderung der Stabachsenorientierung von Kupferkristallen während des Zugversuches.

Kristall	1	2	3	4	5	6	7	$\left(\frac{\cos\varrho_2 \cos\varphi_2}{\cos\varrho_1 \cos\varphi_1}\right)_{max}$
	Querschnittsverminderung in %							
Cu 7	17,5	22,8	26,3	28,5	31,1	37,0	—	1,096
Cu 14	10,6	18,2	22,7	24,9	27,1	28,2	35,8	1,094

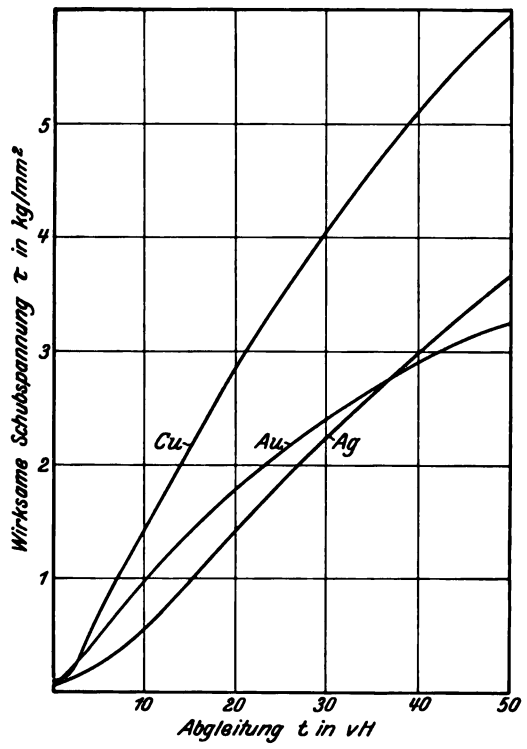


Abb. 17. Verfestigungskurven von Gold-, Silber- und Kupferkristallen.

denkbar, daß dadurch die nunmehr nachgewiesene Überschreitung der Symmetralen um rund 2° verhindert worden ist. Auch bei völlig einwandfreien Messingkristallen wären dann noch größere Werte als damals gefunden, zu erwarten.

Die Verfestigungskurve von Kupfer verläuft nach Abb. 17 — abgesehen von dem Beginn — fast doppelt so hoch wie die von Silber und Gold. Die Krümmung der Kurven ist bei Gold von kleinen Abgleitungen an einsinnig zur Abszissenachse offen und ziemlich gleichmäßig; Kupfer zeigt eine etwas gestrecktere Kurve, und die Silberkurve krümmt sich über ein größeres Stück zur Ordinatenachse offen. In groben Zügen gehen diese Unterschiede im Kurvenverlauf auch schon aus früheren Versuchen von Elam hervor[1].

Zusammenfassung. Die Bildung von Mischkristallen aus Silber und Gold ist mit ähnlichen, jedoch geringeren Eigenschaftsänderungen verbunden wie die von Zink mit Kupfer. Die Streckgrenze hat ein Maximum bei der Legierung mit gleichen Atomanteilen an Gold und Silber. Das der Streckgrenze folgende Gebiet verfestigungslosen Abgleitens ist am stärksten ausgesprochen bei goldreichen Legierungen. Bei größeren Verformungen nimmt der Gleitwiderstand der Legierungskristalle mittlerer Konzentration stärker zu als der der reinen Metalle. Der Verfestigungsunterschied zwischen der zuerst und der zuzweit wirksamen Gleitfläche hat einen — wenn auch nur schwach ausgeprägten — Höchstwert bei silberreichen Legierungen.

Silberkristalle zeigen, abgesehen von der sehr niedrigen Streckgrenze, einen ähnlichen Kurvenverlauf wie Legierungen von Gold mit geringem Silbergehalt. Kupferkristalle verfestigen sich fast doppelt so stark wie Gold- und Silberkristalle. Ihr Kurvenverlauf liegt dem Charakter nach zwischen Gold und Silber, und zwar näher zu Gold.

Im ganzen ergeben sich nach den bisherigen Versuchen an zwei Legierungsreihen (auf der Basis Kupfer, Gold und Silber) als klar hervortretende Eigenschaftsänderungen bei Aufnahme eines Zusatzes (zu einem reinen Stoff) in fester Lösung:

1. Erhöhung der Streckgrenze,
2. schärfere Ausprägung der Streckgrenze,
3. Erhaltung der Verfestigung bis zu höheren Abgleitungen,
4. verstärkte Unsymmetrie des Gleitvorganges.

Bei geringem Zusatz nehmen die Veränderungen etwa entsprechend dessen Menge zu. Da nach der in jeder Beziehung großen Ähnlichkeit von Gold und Silber in dieser Reihe eine gegenüber anderen Fällen geringe gegenseitige Beeinflussung anzunehmen ist, können diese Eigenschaftsänderungen offenbar als Grunderscheinungen der sogenannten Legierungshärtung angesehen werden.

Herr W. Riem hat uns bei der Durchführung der Versuche weitgehend unterstützt. Herr P. Möller war mit den röntgentechnischen Arbeiten betraut. Der Notgemeinschaft der Deutschen Wissenschaft verdanken wir die Mittel zu unserer Untersuchung.

[1] C. F. Elam: Proc. Roy. Soc. London (A) Bd. 112, S. 289 bis 296. 1926.

Digitized by Google

Röntgenuntersuchungen an der Legierung AuCu.

Von **K. Ohshima** und **G. Sachs**[1].

Kupfer und Gold bilden bei hohen Temperaturen eine lückenlose Mischkristallreihe mit regulär-flächenzentriertem Gitter. Unterhalb 400° zerfallen die Mischkristalle innerhalb eines weiten Konzentrationsbereiches unter Bildung von zwei Kristallarten, welche als Verbindungen AuCu und $AuCu_3$ angesprochen werden können[2]. Beide Kristallarten weisen eine geordnete Atomverteilung auf, AuCu nimmt ein tetragonal-flächenzentriertes Gitter an, $AuCu_3$ behält das kubisch-flächenzentrierte[3].

Durch Abschrecken kann der Zerfall der Mischkristalle unterdrückt und durch Anlassen ausgelöst werden. Geschieht die Umwandlung auf diesem Umwege, so ist sie bei AuCu in den ersten Stadien mit starken Vergütungseffekten verbunden, über die an anderer Stelle berichtet wird[4]. Über $AuCu_3$ liegen noch keine eingehenderen Versuche vor; eine Vergütung scheint hier jedoch mit der Umwandlung nicht verbunden zu sein.

Um über das Wesen dieser eigentümlichen Umwandlungen einigen Aufschluß zu erhalten, wurden zunächst an der Legierung AuCu Röntgenuntersuchungen verschiedener Art durchgeführt[5]. Diese Kristallart bietet auch ein besonderes Interesse dadurch, daß ihre Umwandlung in manchen Zügen der α-γ-Umwandlung des Eisens ähnlich ist.

1. Die Gitterkonstante der kubischen Phase wurde aus sieben Debyeaufnahmen von 600° abgeschreckter und angelassener Drähte der Legierung im Mittel zu $a = 3{,}86$ Å ermittelt. Ferner wurden Stäbe von 5 mm Durchmesser im Vakuum abgeschreckt und nach dem kürzlich angegebenen Präzisionsverfahren[6] ihre Gitterkonstanten bestimmt (vgl. Abb. 17). Der aus drei Aufnahmen übereinstimmend festgestellte Wert von $a = 3{,}866$ Å deckt sich mit der Angabe von van Arkel[7].

Die tetragonale Phase ergab nach vier Debyeaufnahmen an Drähten der Legierung, die abgeschreckt und auf 300 bis 350° angelassen wurden, die Gitterkonstanten $a = 3{,}95$ Å, $c = 3{,}68$, $a/c = 1{,}072 \pm 0{,}001$. Der Wert a/c wurde unabhängig davon aus Drehaufnahmen einzelner Kristalle (vgl. Abb. 1 u. ff.), die langsam erkaltet waren, zu $1{,}073 \pm 0{,}002$ festgestellt. Die von Gorsky[1] untersuchte Veränderlichkeit des Achsenverhältnisses mit der Temperatur wurde, wie weiter unten noch ausgeführt wird, ebenfalls beobachtet.

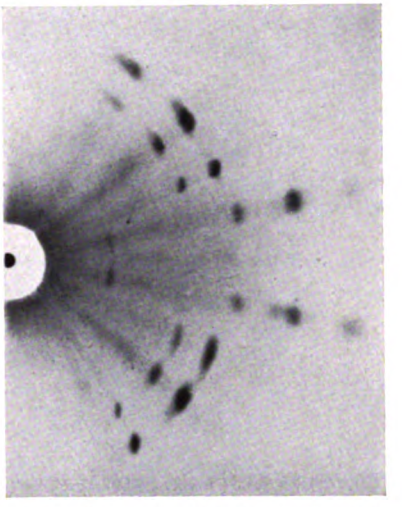


Abb. 1. Drehaufnahme des Kristallstabes I, unbehandelt.

Abb. 2. Kristallstab II, unbehandelt.

2. Der Umwandlungsvorgang bei langsamen Temperaturveränderungen wurde an Proben verfolgt, welche in einem Vakuumofen auf dem Wege hergestellt wurden, der bei anderen Legierungen zu einzelnen Kristallen führte[2]. Im vorliegenden Falle waren die entstandenen Stäbe von 5 mm Durchmesser jedoch mehr oder weniger

[1] Original: Z. Phys. Bd. 63, S. 210 bis 223. 1930.

[2] N. Kurnakow, S. Zemczuzny und M. Zasedatelev: J. Inst. Metals Bd. 15, S. 305 bis 332. 1916, I; W. Weber: Diss. Stuttgart 1927.

[3] C. H. Johansson und J. O. Linde: Ann. Physik (4) Bd. 78, S. 439 bis 460. 1925; Bd. 82, S. 449 bis 478. 1927; W. Gorsky: Z. Phys. Bd. 50, S. 64 bis 81. 1928; M. Le Blanc, K. Richter und E. Schiebold: Ann. Physik (4) Bd. 86, S. 929 bis 1005. 1928.

[4] Vgl. L. Nowack: Z. Metallkunde Bd. 22, S. 100. 1930.

[5] Die Zusammensetzung der untersuchten Legierung war 75,2 Gew.-% Au, 24,8 Gew.-% Cu bzw. 49,3 Atom-% Au, 50,7 Atom-% Cu. Herrn Dr. Nowack von der Deutschen Gold- und Silberscheideanstalt sind wir für die Überlassung zu Dank verpflichtet.

[6] G. Sachs und J. Weerts: Z. Phys. Bd. 60, S. 481 bis 490. 1930. Die Aufnahmebedingungen waren die gleichen wie dort (Cu-Strahlung).

[7] A. E. van Arkel und J. Basart: Z. Krist. Bd. 68, S. 475 bis 476. 1928.

[1] W. Gorsky: Z. Phys. Bd. 50, S. 64 bis 81. 1928.

[2] G. Sachs und J. Weerts: Z. Phys. Bd. 62, S. 473 bis 493. 1930. Die Drehaufnahmen wurden an einer Müllerröhre mit Kreuzfokus-Eisenantikathode, die an eine Seifert-Isospektroanalytanlage angeschlossen war, durchgeführt. Die Aufnahmebedingungen waren: 40 kV, 20 mA, 2 Stunden, 30 bis 35 mm Abstand.

Digitized by Google

stark verbogen und hatten das als Schmelzgefäß dienende Kohlerohr gesprengt. Trotzdem ergaben Drehaufnahmen von einzelnen Teilen solcher Proben vielfach entsprechend Abb. 1 ganz die Bilder einzelner Kristalle der tetragonalen Modifikation. Auf allen Aufnahmen solcher Kristallstäbe finden sich Interferenzen auf folgenden Kreisen vor (Reihenfolge von innen nach außen): 001 β, 001 α, 111 β, 111 α, 020 β, 002 β, 020 α, 002 α *.

Andere Aufnahmen von Kristallstäben zeigten ein Aussehen wie Abb. 2. Aus der nahezu symmetrischen Verteilung der 111-Flecke und der unsymmetrischen der 001-, 200- und 002-Flecke geht hervor, daß der Querschnitt aus zwei tetragonalen Kristallen besteht. Ihre Achsen liegen nahezu parallel; jedoch fällt die c-Achse des einen Kristalls in die Richtung einer a-Achse des anderen. Dabei wurde ausnahmslos beobachtet, daß die Längsrichtung der Probestäbe in die Nähe einer

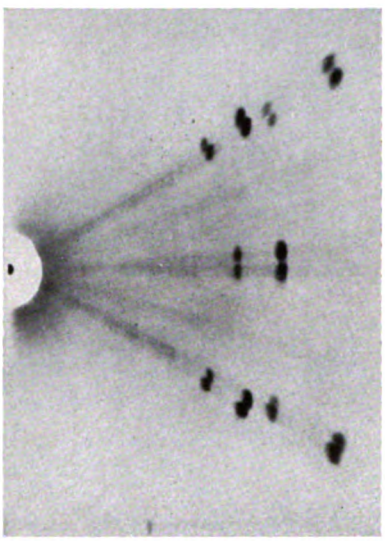


Abb. 3. Kristall II langsam auf 600° gebracht und abgeschreckt.

a-Achse (100) beider Kristalle sowie nahezu in die (011)-Zone zu liegen kam. Manche Kristallstäbe schließlich enthielten im Querschnitt sogar mehr als zwei fast parallel orientierte Kristalle (vgl. Abb. 5).

Wird nun eine aus einem oder mehreren derart parallel verwachsenen Kristall bestehende Probe langsam bis über den (zwischen 380 und 420° liegenden) Umwandlungspunkt oder das Umwandlungsgebiet gebracht und abgeschreckt, so ist sie nunmehr nach Abb. 3 in einem einzigen kubischen Kristall übergegangen. Die Achsenrichtungen dieses Kristalls weichen, wie ein Vergleich der Abb. 2 und 3 ohne weiteres erkennen läßt, von den Achsen der zuvor vorhandenen tetragonalen Kristalle nur um wenige Grade ab. Die Aufnahme des kubischen Kristalls unterscheidet sich von der des tetragonalen durch das Fehlen der auf die geordnete Atomverteilung zurückzuführenden 001-Reflexe und der durch die Tetragonalität bewirkten Aufspaltung 200 bis 002.

Wird andererseits nach Überschreiten des Umwandlungspunktes ganz langsam abgekühlt, so ist der Probestab in der Regel wieder, wie Abb. 4 zeigt, ein einzelner tetragonaler Kristall geworden. Auch seine Orientierung (vgl. Abb. 2, 3 und 4) ist nahezu die gleiche wie zuvor.

Der ganz langsam umgewandelte Kristall unterscheidet sich jedoch nach Abb. 4 von einem ursprünglichen Kristallstab (Abb. 1 und 2) darin, daß seine Röntgenaufnahme scharfe 110-Interferenzen zwischen den 001- und den 111-Interferenzen aufweist, deren Intensität einer geordneten Atomverteilung entspricht. Dagegen sind 110-Flecke bei den ursprünglichen Kristallstäben höchstens andeutungsweise vorhanden. Auch sind bei diesen die 001-Reflexe verhältnismäßig schwach, jedoch sehr viel kräftiger als die 110-Flecke. Die dem tetragonalen Mischkristallgitter zugehörigen Interferenzen (111, 200, 002) erscheinen dagegen in beiden Fällen wenig verschieden, vielleicht abgesehen von einer größeren Unschärfe in den ursprünglichen Kristallstäben.

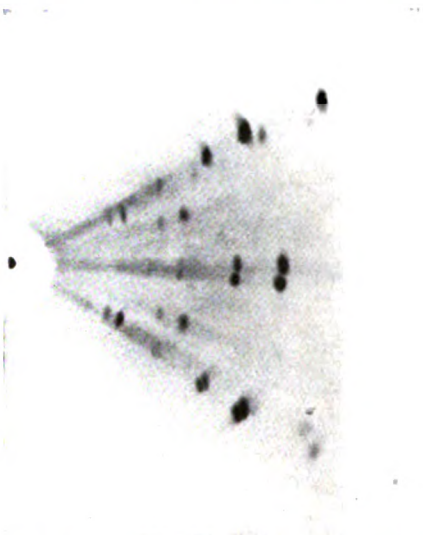


Abb. 4. Kristall II langsam auf 500° gebracht und abgekühlt.

Dieses teilweise Fehlen der auf geordneter Verteilung der Cu- und Au-Atome beruhenden Interferenzen kann nun entweder eine Eigenschaft des tetragonalen Gitters bei hohen Temperaturen oder eine von der vielleicht zu schnell erfolgten Umwandlung zurückgebliebene Unvollkommenheit des Gitters sein. Um hierüber zu entscheiden, wurde ein weiterer Kristallstab bei verschiedenen Temperaturen geglüht und danach abgeschreckt. Abb. 5 zeigt zunächst eine Drehaufnahme des ursprünglichen Kristallstabes, wo wieder die 110-Interferenzen ganz fehlen und die 001-Flecken ziemlich schwach erscheinen. Glühen bei 350° (4 Stunden) bewirkt nach Abb. 6 das Erscheinen der 110-Interferenzen in nahezu gleicher Intensität wie der 001-Flecken. Außerdem macht sich eine allgemeine Verbesserung der übrigen Interferenzen bemerkbar, die zuvor ziemlich verwaschen erschienen. Von 300° (4 Stunden) abgeschreckt, ebenso wie von 370° (2 Stunden), bleibt das Bild genau das gleiche wie in Abb. 6. Erst nach dem Abschrecken von 378° (1 Stunde) ist nach Abb. 7 eine gewisse Veränderung eingetreten, und zwar anscheinend dahingehend, daß ein Bruchteil des Kristalls kubisch geworden ist. Und zwar treten sowohl Flecke eines gleichorientierten kubischen Kristalls als auch kontinuier-

* Einige ganz schwache Flecke rühren von der Unsauberkeit der verwendeten Fe-Strahlung her.

Digitized by Google

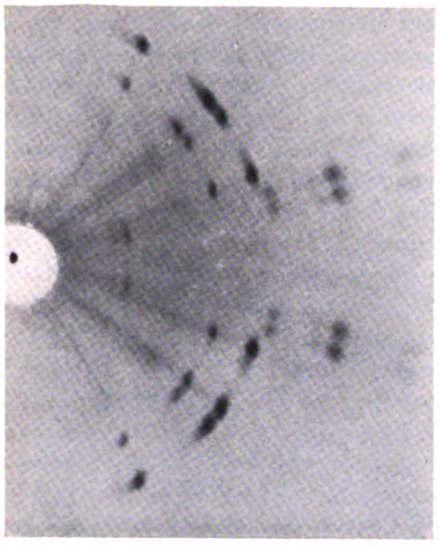


Abb. 5. Kristallstab III, unbehandelt.

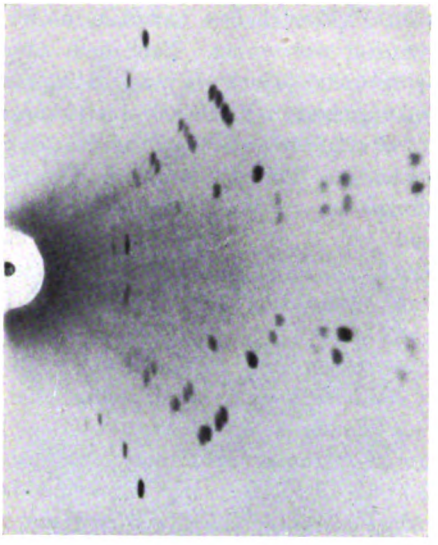


Abb. 6. Kristall III, 350°, 4 St. geglüht und abgeschreckt.

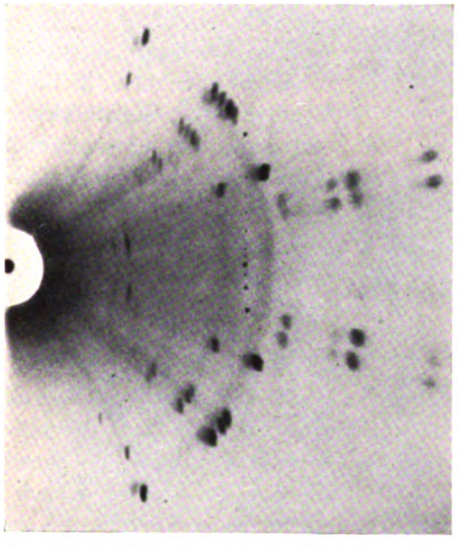


Abb. 7. Kristall III, 378°, 1 St. geglüht und abgeschreckt.

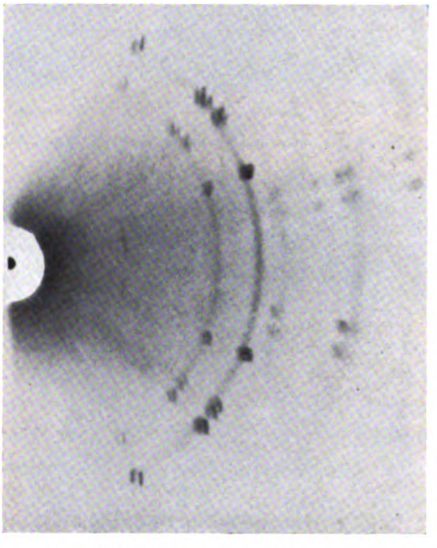


Abb. 8. Kristall III, 390°, 1 St. geglüht und abgeschreckt.

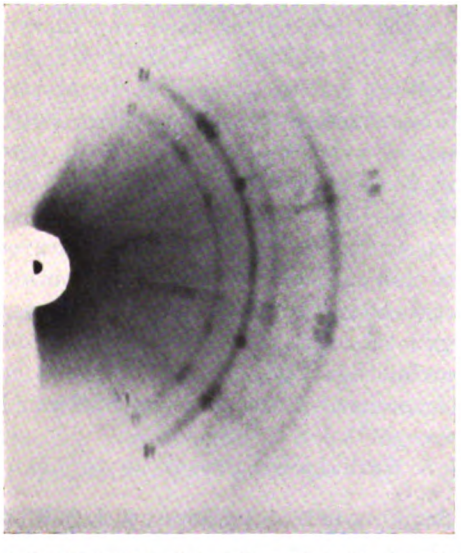


Abb. 9. Kristall III, 400°, 1 St. geglüht und abgeschreckt.

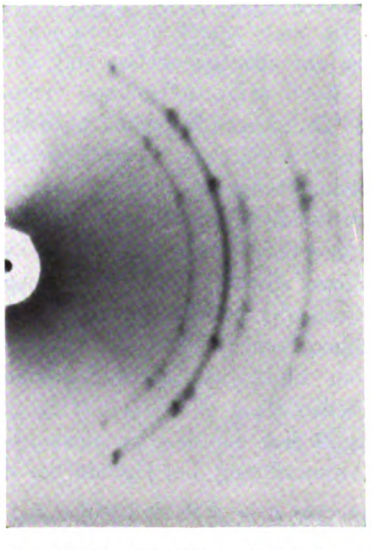


Abb. 10. Kristall III, 410°, 1 St. geglüht und abgeschreckt.

Digitized by Google

lich geschwärzte Ringe der kubischen Phase auf. Die 001- und 110-Flecken haben trotzdem noch fast die gleiche Intensität wie vorher. Nach dem Abschrecken von 390° (1 Stunde) jedoch sind, wie Abb. 8 zeigt, die 110-Flecken verschwunden, die 001-Interferenzen stark geschwächt, obwohl die kubische Phase nur in geringem Maße zugenommen hat. Bei weiterer Steigerung der Abschrecktemperatur auf 400° (1 Stunde) sind dann entsprechend Abb. 9 die Überstrukturlinien fast vollständig verschwunden, obwohl der tetragonale Kristall noch schätzungsweise zur Hälfte erhalten ist. Bei noch höherer Abschrecktemperatur schließlich ist alles kubisch, wobei jedoch nach Abb. 10 durch die aufgezwungenen schnellen Temperaturänderungen der Kristall zu einem erheblichen Teil zerfallen ist.

Die ganzen Veränderungen der Intensitätsverhältnisse in den 001- und 110-Interferenzen sind dabei, wie den Abb. 5 bis 10 entnommen werden kann, nur mit geringen Änderungen des Achsenverhältnisses verbunden. Bei der geringen Genauigkeit, die sich aus diesen Aufnahmen ergibt, scheint a/c zwar mit steigender Abschrecktemperatur (von 300 bis 390°) in Bestätigung der Versuche von Gorsky[1] etwas abzunehmen, hält sich jedoch in den Grenzen 1,075 bis 1,065.

Abb. 11. Präzisionsaufnahme eines feinkristallinen AuCu-Stabes, im Ofen erkaltet.

Abb. 12. Präzisionsaufnahme eines feinkristallinen AuCu-Stabes, bei 350°, 24 St. geglüht.

Wenn auch die vorliegenden, lediglich qualitativen Versuche keine genaueren Schlüsse über den Zusammenhang von Atomordnung und Kristallstruktur zulassen, so gestatten sie doch zwei wichtige Feststellungen.

Der beobachtete Intensitätsabfall von 001 zu 110 ist keineswegs, wie man zuerst anzunehmen geneigt sein wird, auf eine unvollkommene Ordnung der Atome zurückführbar. Nach v. Laue[2] müssen vielmehr bei unvollkommener Ordnung alle Überstrukturlinien in gleichem Maße geschwächt sein. Der beobachtete Effekt entspricht vielmehr einem solchen, wie er bei hohen Temperaturen eintritt, der also auf Abweichungen der Atomlagen von ihren Mittellagen beruht. Und zwar beziehen sich diese Abweichungen anscheinend in erster Linie auf Atome, die von der geordneten zur ungeordneten Lage übergehen, da ein gleichartiger Intensitätsabfall bei den Linien des flächenzentrierten Gitters nicht festzustellen ist.

Ferner ergibt sich aus den Versuchen, daß die Störungen der Atomordnung den Umbau des kubischen in das tetragonale Gitter nicht merklich beeinflussen. Diese beiden Merkmale der Umwandlung sind also bis zu einem gewissen Grade unabhängig voneinander bzw. mit verschiedenen Reaktionsgeschwindigkeiten behaftet. Bemerkt sei hier noch, daß nach einer solchen Behandlung, wie sie hier zu einer teilweisen Umwandlung geführt hat (Abschrecken von 410°) bei feinkristallinem Material eine deutliche Härtung festgestellt wurde.

Die Ordnung im tetragonalen Gitter ist nach Präzisionsaufnahmen (Abb. 11 und 12) auch noch in anderer Beziehung keine ganz ideale. Besonders die Aufnahmen im Ofen langsam erkalteter Proben weisen eine starke Verwischung der in Abb. 11 wiedergegebenen Interferenzen größter Ablenkung auf. Durch 24stündiges Glühen bei 350° wird der Zustand der Linien zwar nach Abb. 12 wesentlich verbessert, aber doch nicht so weit, daß die Aufspaltung des Ka-Dubletts mit Sicherheit erkennbar ist. Auf eine geringe Korngröße kann nach den vorliegenden Versuchen diese Verwischung nicht zurückgeführt werden. Selbst bei der verhältnismäßig schnellen Abkühlung der Kristallstäbe zerfallen sie in der Regel bei der Umwandlung nicht, sondern werden nur umgebaut. Wir müssen vielmehr annehmen, daß mit diesem Umbau des Kristallgitters Verzerrungen der Elementarzellen verbunden sind, welche erst nach dem vollständigen Ablauf der Umwandlung verschwinden. Bei niedrigen Temperaturen stellt sich dieser Zustand jedoch nur sehr langsam ein. Auch die Drehaufnahmen der Kristallstäbe lassen nach Abb. 5 und 6 ein Schärferwerden der Flecken durch Anlassen erkennen. Schliffbilder der tetragonalen Phase zeigen selbst nach längerem Anlassen stets ein martensitähnliches Zerfallsgefüge[1]. Jeder tetragonale Kristall ist danach also in mehrere verzwillingte kubische Kristalle übergegangen.

Über den Mechanismus der Umwandlung ist nach den vorliegenden Versuchen zunächst nur klar, daß die eine Kristallart in die andere einfach durch Änderung der Atomabstände übergehen kann.

Eine solche Umwandlung kann nun entweder, wie es Borelius, Johansson und Linde[2] angenommen haben, einphasig vor sich gehen, d. h. die Atomabstände ändern sich allmählich entsprechend der Änderung der Eigenschaften, wobei das Zeitgesetz noch verschieden sein kann. Nach unseren Versuchen wie auch denen von Gorsky[3] sind jedoch während der Umwandlung stets eine tetragonale Phase mit einem Achsenverhältnis $c/a > 1{,}06$ und die kubische Phase nebeneinander und ohne Zwischenformen vorhanden. Der Übergang von der tetragonalen zur kubischen Modifikation erfolgt also unter gewöhnlichen Verhältnissen sprunghaft und geht über das Zusammensein von zwei wohldefinierten Phasen.

[1] Gorsky: a. a. O.

[2] M. v. Laue: Ann. Physik (4) Bd. 56, S. 497 bis 506. 1918; Bd. 78, S. 167 bis 176. 1925.

[1] Vgl. N. Kurnakow, S. Zemczuzny und M. Zasedatelev: a. a. O.

[2] G. Borelius, C. H. Johansson und J. O. Linde: Ann. Physik (4) Bd. 86, S. 291 bis 318. 1928.

[3] Gorsky: a. a. O.

Digitized by Google

Für den Mechanismus einer solchen Umwandlung erscheint es dann nebensächlich, ob die Kristallgröße und Kristallage dabei erhalten bleiben oder nicht. Für die Kinetik des Überganges sind jedenfalls drei grundsätzliche Fälle denkbar:

1. Er erfolgt spontan an allen Stellen gleichzeitig.
2. Er erfolgt nach einem statistischen Gesetz ähnlich dem radioaktiven Zerfall.

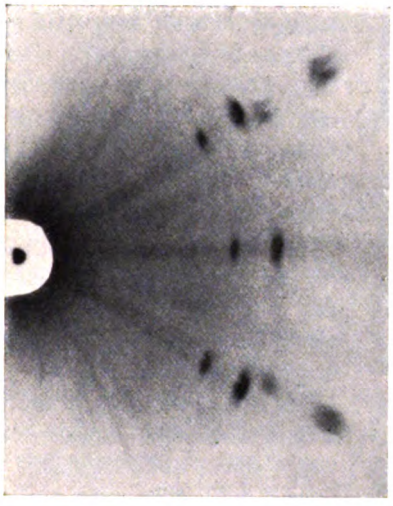


Abb. 13. Drehaufnahme von Kristall II von 600° abgeschreckt und 200°, $7^1/_2$ St. angelassen.

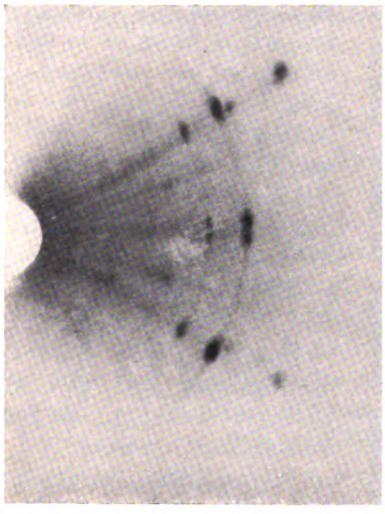


Abb. 15. Kristall II von 600° abgeschreckt und (200°, $7^1/_2$ St.) 250°, 100 Min. angelassen.

3. Er erfolgt durch Keimbildung und anschließendes Wachstum der Keime.

Durch die Versuche von Gorsky[1] ist nachgewiesen, daß die umgewandelte Materialmenge bei einer bestimmten Temperatur sowohl in der einen wie in der anderen Richtung zunächst mit einer annähernd konstanten Geschwindigkeit, dann allmählich langsamer bis auf 100% anwächst. Damit schaltet die spontane Umwandlung aus; und auch die Keimbildung erfordert eine andere Kinetik, nämlich einen langsamen Beginn, gefolgt von einer schnellen Steigerung der Umwandlungsgeschwindigkeit[2]. Dagegen ist der Reaktionsablauf von Zerfallsvorgängen nach einem logarithmischen Gesetz mit den Versuchsergebnissen von Gorsky durchaus verträglich.

Die Einstellung der gesetzmäßigen Atomanordnung kann andererseits nur als Diffusionsvorgang angesehen werden. Die Diffusionsgeschwindigkeit unterhalb des Umwandlungspunktes ist bei AuCu offenbar geringer als die Umwandlungsgeschwindigkeit. In der umgekehrten Richtung ist dagegen die Diffusionsgeschwindigkeit anscheinend größer.

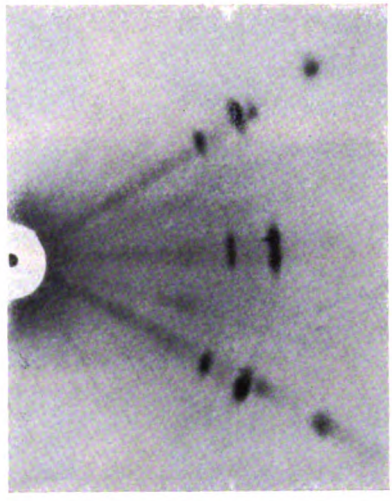


Abb. 14. Kristall II von 600° abgeschreckt und (200°, $7^1/_2$ St.) 250°, 40 Min. angelassen.

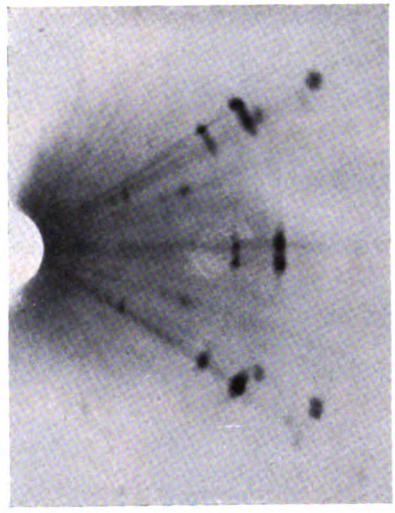


Abb. 16. Kristall II von 600° abgeschreckt und (200°, $7^1/_2$ St.) 250°, 220 Min. angelassen

Ein solcher Vorgang zeigt Ähnlichkeit mit der γ—α-Umwandlung kohlenstoffhaltigen Eisens. Das Überwiegen der Umwandlungsgeschwindigkeit γ—α über die Diffusionsgeschwindigkeit des aus dem Gitter heraustretenden Kohlenstoffs führt dort sogar zur Existenz einer instabilen Phase mit einem Übergangsgitter zu den beiden stabilen Zuständen[1].

3. Wird die Umwandlung in die tetragonale Phase durch Abschrecken unterdrückt und dann erst durch

[1] Gorsky: a. a. O.

[2] R. Karnop und G. Sachs: Z. Phys. Bd. 60, S. 464 bis 480. 1930.

[1] Vgl. G. Kurdjumow und E. Kaminsky: Z. Phys. Bd. 53, S. 696 bis 707. 1929; G. Kurdjumov: ebenda Bd. 55, S. 187 bis 198. 1929.

Digitized by Google

Anlassen bei niedrigen Temperaturen ausgelöst, so geht ein kubischer Kristall (Abb. 3) entsprchend Abb. 13 bis 16 wieder allmählich in einen gleichorientierten tetragonalen Kristall über. Zunächst erkennt man in Abb. 13

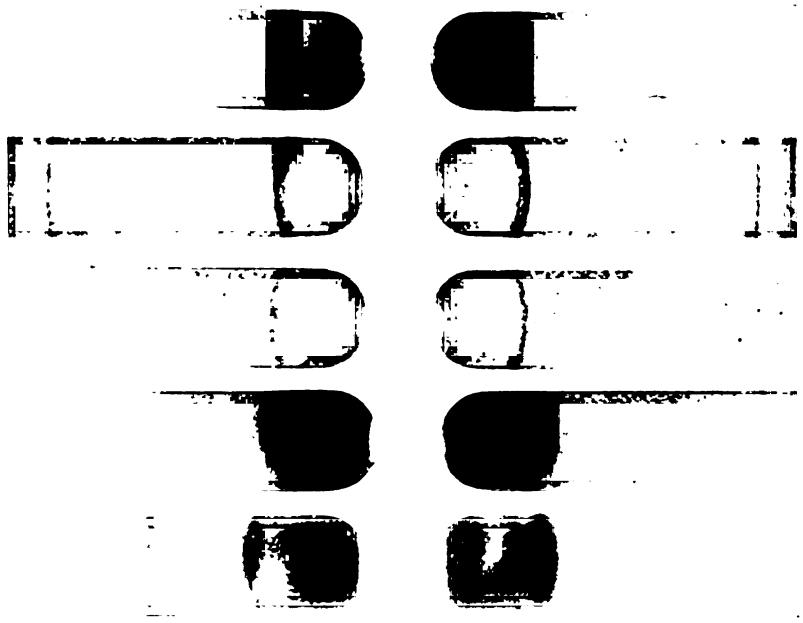


Abb. 17. Präzisionsaufnahmen eines feinkristallinen AuCu-Stabes, von 600° abgeschreckt und bei 200° verschiedene Zeiten angelassen.

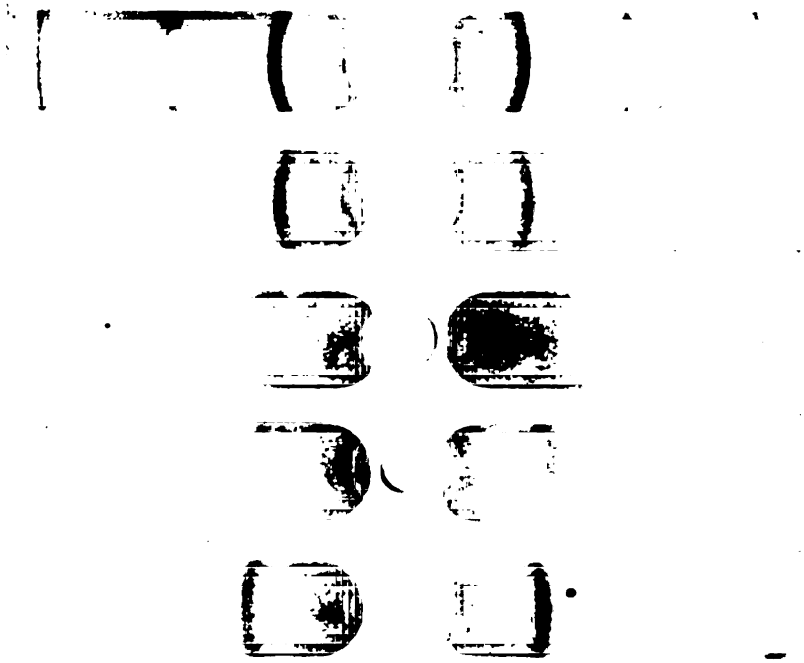


Abb. 18. Präzisionsaufnahmen eines feinkristallinen AuCu-Stabes, von 600° abgeschreckt und bei 250° verschiedene Zeiten angelassen.

als erste Wirkung des Anlassens eine starke Verwischung der Interferenzflecken. Das Bild bleibt dann nach Abb. 14 und 15 anscheinend unverändert; eine nähere Betrachtung lehrt aber, daß der Abstand der 111 $K\alpha$- und 200 $K\beta$-Flecken nicht mehr dem kubischen Gitter entspricht, sondern einem tetragonalen. Erst bei weiterem Anlassen erscheinen dann, wie Abb. 15 und 16 zeigen, allmählich die 002-, 001- und 110-Interferenzen.

Bestimmt man aus dem Abstand der 111 $K\alpha$- und der 200 $K\beta$-Flecken die Tetragonalität des jeweils vorhandenen Gitters, so scheinen die in Tafel 1 zusammengestellten Werte des Gitterkonstantenverhältnisses a/c beim Anlassen eine allmähliche Stauchung des kubischen Kristalls zu einem tetragonalen mit $a/c = 1{,}07$ anzugeben. a/c durchläuft nämlich nach Tafel 1 alle Werte zwischen 1,00 und 1,07. Dieser Effekt kann aber auch einfach dadurch zustande kommen, daß beide Phasen, die kubische und die tetragonale mit dem stabilen Achsenverhältnis $a/c = 1{,}07$, nebeneinander vorhanden sind, wegen der Gitterstörungen aber ihre entsprechenden Interferenzen nicht zu trennen sind, sondern in den Aufnahmen zusammenlaufen.

Es wurde noch versucht, diese Frage durch Präzisionsaufnahmen (Abb. 17 und 18) an feinkristallinen Stäben zu entscheiden. Es zeigt sich in diesen als erste Wirkung des Anlassens ein allmähliches Verschwinden der kubischen Interferenzen ohne irgendwelche Andeutung einer Gitteränderung. Zunächst erscheint das Gitter der restlichen kubischen Phase auch fast ungestört. Die letzten Anteile geben dann jedoch ziemlich verwaschene Interferenzen. Die tetragonale Phase ist in den Präzisionsaufnahmen erst nachweisbar, wenn die kubische Phase verschwunden ist. Bei längerem Anlassen werden dann die zuerst sichtbaren stärksten Interferenzen schärfer, ohne ihren Ort zu verändern, und allmählich erscheint das ganze Interferenzmuster der tetragonalen Kristallart. Bei höheren Anlaßtemperaturen geht nur der ganze Vorgang entsprechend schneller vor sich. Aber selbst nach dem Anlassen bei 350° (24 Stunden) bleibt, wie in Abb. 12, noch eine gewisse Verwaschenheit zurück.

In den Präzisionsaufnahmen treten also die kubischen uns tetragonalen Reflexe niemals gleichzeitig auf. Es ist daher auch nicht mit Sicherheit zu entscheiden, ob ein allmählicher Übergang von der kubischen zur tetragonalen Phase erfolgt oder ob die kubische Phase sprunghaft in die tetragonale mit $a/c = 1{,}07$ übergeht. Der Umstand, daß sowohl die kubischen als auch die tetragonalen Interferenzen stets genau an der gleichen Stelle der Aufnahmen auftreten, spricht eher für die letztere Annahme einer zweiphasigen Reaktion. Bemerkt sei noch, daß in gewöhnlichen Debyeaufnahmen angelassener Proben ein ziemlich verwickeltes Interferenzmuster auftreten kann. Aber auch dort sind die Linien so verwaschen, daß eine sichere Entscheidung darüber, ob ein oder zwei Liniensysteme vorliegen, nicht möglich ist. Eine experimentelle Klärung, ob

Digitized by Google

die Umwandlung auf dem Umwege über Abschrecken und Anlassen einphasig oder zweiphasig verläuft, ist somit noch nicht gelungen. Wahrscheinlicher erscheint es uns, daß auch dann zwei Phasen nebeneinander auftreten können, da ein grundsätzlicher Unterschied gegenüber dem Ablauf der Umwandlung bei höheren Temperaturen in der einen oder anderen Richtung nicht begründbar ist. Eine Unterkühlung ist ja in jedem Falle notwendig, wenn die Reaktion stattfinden soll; daß sie in dem einen Falle groß, im anderen klein ist, kann kaum als grundsätzlicher Unterschied angesehen werden.

Die Überstrukturlinien deuten andererseits auf gewisse Verschiedenheiten des Umwandlungsvorganges bei hohen und niedrigen Temperaturen hin. Nach den Abb. 15 und 16 erscheinen beim Anlassen die 001- und 110-Linien gleichzeitig und fast in gleicher Intensität. Der Vergleich mit Tafel 1 läßt aber erkennen, daß ihre Intensität nicht dem Achsenverhältnis bzw. der Menge der tetragonalen Phase entspricht, sondern zunächst zurückbleibt. Dies deutet aber auf eine unvollkommene Ordnung der Atome hin, also auf einen Zwischenzustand zwischen Mischkristall und Verbindung. Nach der Umwandlung bei hohen Temperaturen kann dagegen, wie oben ausgeführt, eine Störung des Gitters zurückbleiben,

Tabelle 1. Achsenverhältnis von verschieden behandelten AuCu-Kristallen nach Drehaufnahmen.

Behandlung	Abbildung	a/c
Sehr langsam auf 500° gebracht und abgekühlt	4	$1{,}07_4$
Von 600° abgeschreckt	3	$1{,}00_4$
200°, 30 Min. angelassen . . .	—	$1{,}00_9$
200°, $2^1/_2$ St. „ . . .	—	$1{,}01_7$
200°, $7^1/_2$ „ „ . . .	13	$1{,}02_4$
+250°, 10 Min. „ . . .	—	$1{,}04_6$
250°, 40 „ „ . . .	14	$1{,}05_7$
250°, $1^2/_3$ St. „ . . .	15	$1{,}04_3$
250°, $3^2/_3$ „ „ . . .	16	$1{,}07_6$
250°, $8^2/_3$ „ „ . . .	—	$1{,}06_7$

die im Effekt einer eingefrorenen Temperaturbewegung gleichkommt.

In weiteren Versuchen wird eine Klärung der hier angeschnittenen Fragen angestrebt werden.

Herrn Dr. J. Weerts danken wir für manche Anregung und Unterstützung bei den Versuchen.

Die Notgemeinschaft der Deutschen Wissenschaft hat uns durch Mittel zum Ausbau der Röntgenapparatur weitgehend gefördert.

Untersuchung des Einflusses der Umwandlung auf die Wärmeausdehnung von Stählen unter besonderer Berücksichtigung der Änderung der Ausdehnungszahl β.

Von **H. Sieglerschmidt.**

Im Anschluß an die Untersuchung der Festigkeitseigenschaften einer im Dauerbetriebe gebrochenen Kolbenstange (*A*) sind auch Wärmeausdehnungsmessungen an diesem Material sowie im Vergleich hierzu an einer Stange *M* aus kohlenstoffärmerem Material und an einer Stange *E* aus Elektrolyteisen ausgeführt worden. Bei diesen Versuchen kam es auf eine möglichst genaue Feststellung der bei steigender und fallender Temperatur und bei den Umwandlungen auftretenden Ausdehnungserscheinungen und des Verlaufs der Wärmeausdehnungszahlen an. Bestimmungen der Lage von Umwandlungspunkten durch Ausdehnungsmessungen sind bereits des öfteren ausgeführt, indessen sind die bisherigen Messungen — soweit sich aus bezüglichen Veröffentlichungen[1] ersehen läßt — nur in seltenen Fällen[2] zur Darstellung des Verlaufs der Wärmeausdehnungszahlen β als Tangenten an die Schaulinie ε ausgewertet worden, vermutlich weil hierzu die Genauigkeit und Empfindlichkeit der benutzten Meßgeräte nicht ausreichte.

Die vorliegende Untersuchung wurde mit Hilfe eines Meßgeräts[1] ausgeführt, welches eine hinreichend ge-

[1] Vgl. z. B. „Ein neues technisches Dilatometer" (Besprechung der Versuche von Chevenard zur Erforschung der Umwandlungspunkte von Stählen), Stahleisen Bd. 43, Nr. 7, S. 242. 1923. — „Ein einfacher Ausdehnungsapparat für hohe Temperaturen; das Ausdehnungsverhalten der Kohlenstoffstähle im Umwandlungsbereich", von F. Stäblein in Essen. Stahleisen Bd. 46, S. 101 bis 104. 1926 und von demselben Verfasser „Physikalische Eigenschaften von reinen Chrom- und Wolframstählen", Arch. Eisenh. Bd. 3, Heft 4, S. 301 bis 305. 1929. Der Apparat Stäbleins schließt sich im Prinzip der Versuchseinrichtung des Verfassers (Anm. 3) an, dürfte aber hinsichtlich der Anordnung seiner Teile nicht so genaue Messungen ermöglichen wie der letztere (s. Anm. 3).

[2] Driesen: „Untersuchungen über die thermische Ausdehnung und die Lösungsgeschwindigkeit von Kohlenstoffstählen". Ferrum Bd. 11, Heft 5, S. 129 bis 138 und Bd. 11, Heft 6, S. 161 bis 169. 1913/1914.

[1] Dr.-Ing H. Sieglerschmidt: „Apparat aus Quarzglas zur Bestimmung der Wärmeausdehnungszahlen bei hohen Temperaturen". Z. Instrumentenkde. Bd. 45, Heft 8, S. 374 bis 378. 1925. — O. Bauer und H. Sieglerschmidt: „Der Einfluß kleiner Zusätze von Kupfer und Nickel auf die Ausdehnung und das Wachsen des Gußeisens". Mitt. Dtsch. Materialprüfungsanstalten Heft 9. S. 63 bis 68.

Zur Temperaturmessung diente ein Thermoelement aus Pt-Pt.Rh. Um nachzuprüfen, ob bei der neuen Form des Apparates (Einführung des Thermoelementes von unten in eine axiale Bohrung des Probezylinders) die Temperaturmessung hinreichend genau ist, wurden in einer besonderen Versuchsreihe verschiedene Anordnungen eines empfindlicheren Thermoelementes (aus Silber-Konstantan) ausgeprobt. Die Lötstelle des letzteren lag einmal wie oben an der axialen Bohrung des Probezylinders, ein anderes Mal in einer Rille am Probenmantel an. Schließlich wurde die Lötstelle auch in Bohrungen in der Zylinderwand eingeführt. Das Thermoelement wurde entweder durch das innere Quarzrohr oder zwischen diesem Rohr und der Quarzglocke an den Probekörper herangeführt.

Unterschiede in den nach den verschiedenen Meßmethoden erhaltenen Ausdehnungszahlen (Ausgleichslinien nach Abb. 3) ergaben sich nicht, wenn — wie bei den oben besprochenen Versuchen — die erste Wärmestufe hinreichend groß gewählt wurde (20 bis 150°). Dagegen zeigte es sich, daß bei niedrigeren Temperaturen ($< 150°$) die Temperatur der Probe mit Hilfe des Thermoelementes nur dann hinreichend genau angegeben

Digitized by Google

naue Ermittelung des Ausdehnungsverlaufes und der von der Vorbehandlung des Materials abhängigen, nach der Rückkühlung erhaltenen bleibenden Ausdehnung ermöglicht.

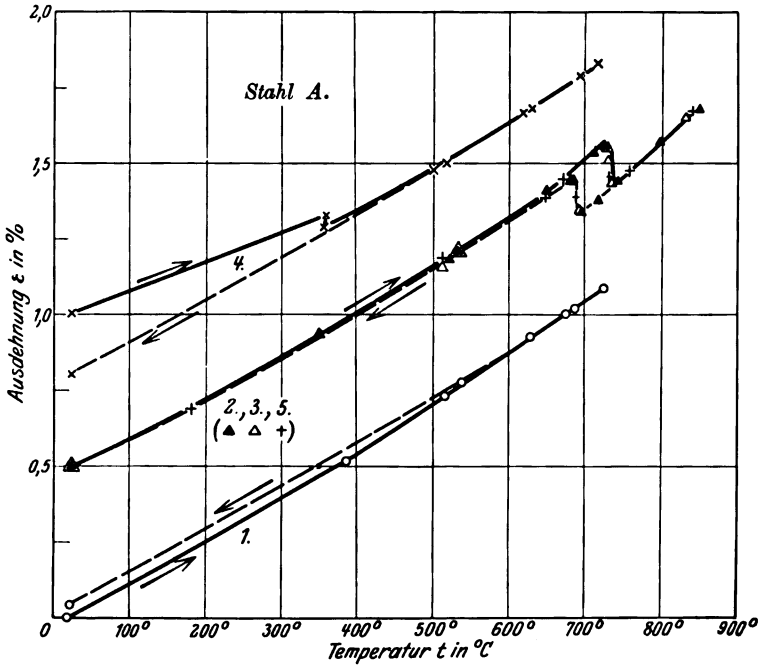


Abb. 1.

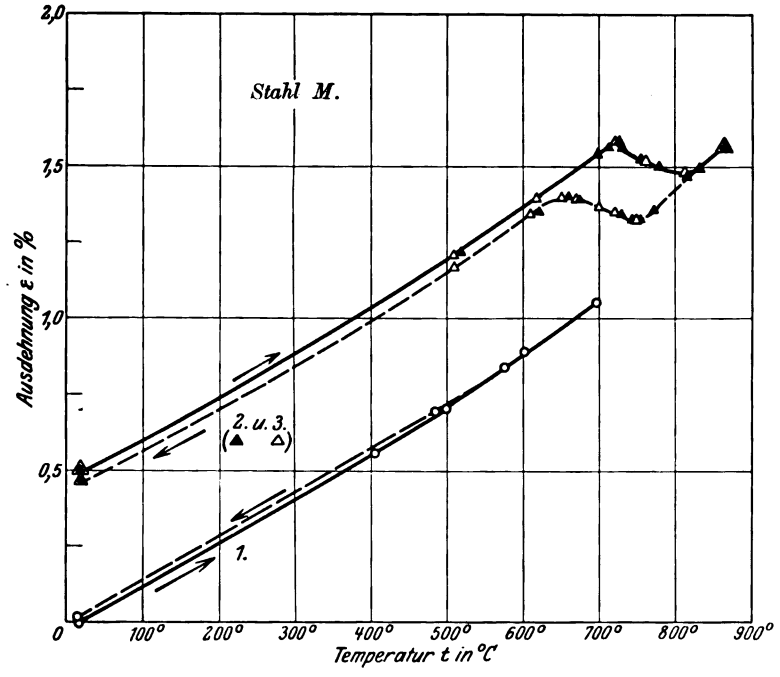


Abb. 2.

Es ist besonders darauf hinzuweisen, daß die Änderung der Ausdehnungszahl β mit wachsender Temperatur bisweilen den Verlauf von Umwandlungen deutlicher erkennen läßt als die Schaulinie der Ausdehnung ε selbst[1].

Die chemische Zusammensetzung der untersuchten Stähle[2] war:

A: 0,71 C, 0,36 Si, 0,62 Mn, 0,014 P, 0,032 S, 0,18 Cu, 0,20 Ni, 0,03 Co, 0,04 Cr.

M: 0,22 C, 0,29 Si, 1,00 Mn, 0,022 P, 0,021 S, 0,17 Cu, 0,10 Ni, 0,04 Co, 0,08 Cr.

Material *M* enthält wenig Kohlenstoff, aber verhältnismäßig viel Mangan[3] und ist im übrigen ähnlich zusammengesetzt wie Material *A*. Nach dem bekannten Eisen-Kohlenstoff-Zustandsschaubild (siehe Hütte 1926 Taschenbuch der Stoffkunde, S. 267) handelt es sich also um Stähle, bestehend aus eutektischem Gemenge (Perlit) und Eisenkristallen (Ferrit).

Als Probekörper dienten Zylinder von 30 mm Durchmesser und 30 mm Höhe mit einer axialen Bohrung von 8 mm Durchmesser zur Einführung eines Thermoelements aus Platin-Platin-Rhodium. Bezüglich der Versuchsausführung sei auf die angezogenen Veröffentlichungen verwiesen[4].

Die bis zu 850° erwärmten Probezylinder waren zur Verhinderung einer Beeinflussung des Meßergebnisses durch Zunderung an den Enden wieder mit je 3 Nickelstiften versehen, die in 3 mm tiefe Bohrungen eingestaucht waren und die Probenenden um 0,3 mm überragten.

Die Ergebnisse der Messungen sind in Abb. 1 bis 3 graphisch aufgetragen und zwar in Abb. 1 und 2 die für Erwärmung (→) und Abkühlung (←) der Proben gefundenen Ausdehnungen ε in Prozenten, in Abb. 3 die den Tangenten an die Schaulinie ε entsprechenden Ausdehnungszahlen β in Abhängigkeit von der Temperatur[5].

---

wurde, wenn das Thermoelement einmal um den Probezylinder herumgewickelt und in eine Bohrung nahe am Zylindermantel eingeführt wurde. Um in jedem Falle ein Wandern der Auflagerpunkte an den begrenzenden Quarzplatten zu verhindern, sind die Probezylinder an den Endflächen auszudrehen, so daß nur eine schmale, ringförmige Anlagefläche entsteht.

[1] Vgl. z. B. O. Bauer und H. Sieglerschmidt: „Die Ausdehnung des Zinkes bei steigenden Temperaturen." Meßtechn. Bd. 4, Heft 7. S. 183. 1928 und Mitt. Dt. Materialprüfungsanstalten. Sonderheft 5, S. 62.

[2] Außer den angeführten Stählen wurde noch ein Stahl R von ähnlicher Zusammensetzung wie A, nämlich: 0,61 C; 0,26 Si; 0,53 Mn; 0,025 P; 0,020 S; 0,17 Cu; 0,076 Ni; 0,23 Cr untersucht. Die Ergebnisse der mit diesem Stahl ausgeführten Ausdehnungsmessungen zeigen indessen so geringe Unterschiede gegen die mit A erhaltenen, daß auf ihre Wiedergabe an dieser Stelle verzichtet wurde.

[3] Über den Einfluß von Mangan und anderen Legierungsbestandteilen auf die Lage der Umwandlungspunkte vgl. F. Rapatz: „Die Edelstähle." Berlin: Julius Springer.

[4] Siehe oben.

[5] Sei ε_1 die zur Temperaturstufe t_1 und ε_2 die zur Stufe t_2 gehörige Ausdehnung, so findet sich für die mittlere Temperatur $t = \frac{t_1 + t_2}{2}$ die zugehörige Ausdehnungszahl $\beta = \frac{100 \cdot (\varepsilon_2 - \varepsilon_1)}{t_2 - t_1}$. Dieses Näherungsverfahren für die Berechnung von β ist zulässig, wenn die Beobachtungspunkte ε_1, t_1 und ε_2, t_2 hinreichend nahe aneinanderliegen oder die Schaulinie ε, t flach verläuft.

Digitized by Google

Wie in den Abbildungen dargestellt, sind mit jedem der beiden Materialien A und M folgende Versuche ausgeführt worden:

a) Probezylinder A_1 und M_1 (ohne Nickelstifte) bis zu 500° erwärmt; Erwärmung und Abkühlung — wie bei allen folgenden Versuchen — in Stufen unter zeitweiliger Gleichhaltung der Temperatur. In die Schaubilder sind nur die Werte β eingetragen (Zeichen ●, Abb. 3).

b) Probezylinder A_2 und M_2 (mit Nickelstiften):

1. bis zu 700° erwärmt: Versuch 1, Zeichen ⊙ (Abb. 1 bis 3),

2. über die Umwandlung hinaus erwärmt und abgekühlt: Versuch 2, Zeichen ▲,

3. schnell über die Umwandlung hinaus erwärmt und abgekühlt: Versuch 3, Zeichen △.

Am Probezylinder A_2 wurde noch der Einfluß des Abschreckens in Wasser festgestellt:

4. Nach dem Abschrecken bis zu 700° erwärmt und wieder abgekühlt: Versuch 4, Zeichen ×.

5. Bis zu 850° erwärmt und wieder abgekühlt: Versuch 5, Zeichen +.

Ergebnisse der Untersuchung.

Ausdehnung unterhalb der Umwandlungspunkte.

Die Ausdehnung der nur bis zu 500° erwärmten Probezylinder A_1 und M_1 (ohne Nickelstift) war nur wenig kleiner als die bei den folgenden Versuchen mit A_2 und M_2 (mit Nickelstiften) gefundene Ausdehnung. Die β-Werte (Zeichen ● in Abb. 3) lassen nur geringe Abweichungen von den übrigen Versuchswerten erkennen. Praktisch ist also der Einfluß der Nickelstifte auf das Versuchsergebnis zu vernachlässigen.

Die Ausdehnung ε der bis zu 700° erwärmten Probezylinder A_2 und M_2 (Versuche 1 in Abb. 1 und 2) ging bei der Abkühlung bis auf kleine Reste (+ 0,046 und + 0,021%) auf den Anfangswert zurück. Es ist daher anzunehmen, daß die nach Entnahme der Probezylinder aus den Versuchsstücken noch im Material verbliebenen inneren Spannungen nicht sehr groß gewesen sind. Über den Einfluß innerer Spannungen und der Vorbehandlung auf den Verlauf der Wärmeausdehnung läßt sich indessen zur Zeit noch nichts Sicheres aussagen; es bedarf hierzu einer systematischen Untersuchung dieser Einflüsse unter Berücksichtigung der mit Gefügeänderungen (bei der Erwärmung und Abkühlung) verbundenen Ausdehnungserscheinungen[1].

Einfluß der Umwandlung. Das Schaubild $\varepsilon \perp t$ des über 700° hinaus erwärmten Probezylinders A_2 (Versuche 2, 3, 5 in Abb. 1) zeigt beim Beginn der Umwandlung den bekannten scharfen Knick. Die Probe zog sich plötzlich zusammen[1], wobei die in der Probe gemessene Temperatur zeitweilig — während einiger Minuten — konstant blieb (Haltepunkt bei 720°), um dann langsam bis zur Erreichung des Mindestwertes ε (Ende der Umwandlung bei 739°) wieder zuzunehmen. Die Heizstromstärke war hierbei so eingestellt, daß die Temperatur hätte schnell ansteigen müssen, wenn sie nicht durch die Vorgänge bei der Umwandlung gleichbleibend bzw. sehr langsam steigend erhalten worden wäre.

Beim Probezylinder M (Abb. 2) zeigte sich gleichfalls bei 720° ein scharfer Knick in der Schaulinie; auch war die Temperatur während einiger Minuten gleichbleibend. Die Verkürzung der Probelänge erstreckte sich indessen über ein großes Temperaturintervall (720 bis etwa 808°). Vermutlich macht sich hier neben dem geringen Kohlenstoffgehalt der Einfluß des verhältnismäßig hohen Mangangehalts[2] geltend.

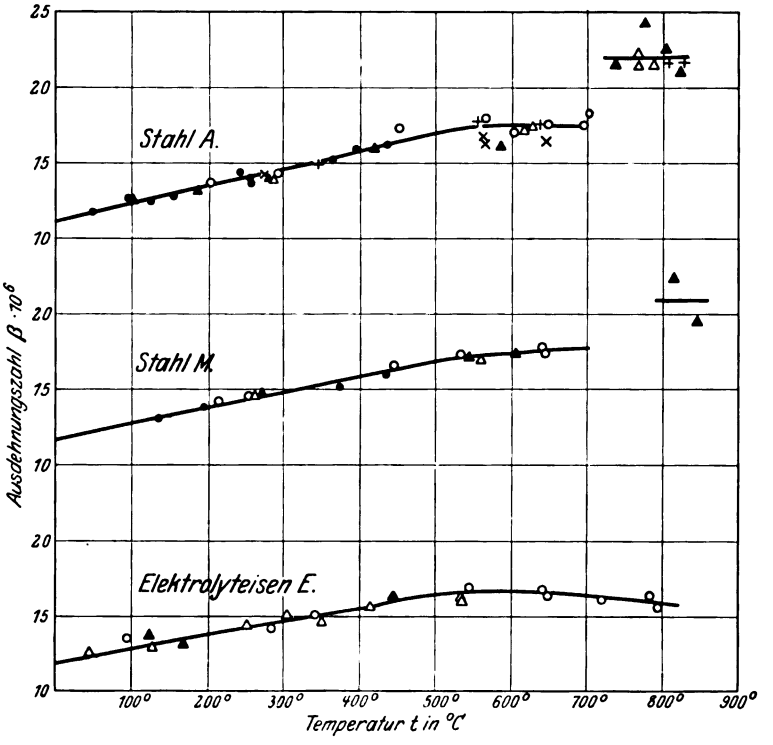


Abb. 3.

Bei weiterer Erwärmung bis zu 850° dehnten sich die Probezylinder wieder aus. Bei der Abkühlung von 850° trat dann die bekannte Verzögerung (Hysteresis) in der Umwandlung des Stahls ein, derart, daß die mit Ausdehnung des Materials verbundene Umwandlung des Austenits in Perlit innerhalb eines tieferliegenden Temperaturintervalls erfolgte als bei der Erwärmung (691° bis 681° bei A, 750° bis 656° bei M).

[1] Über den „Nachweis innerer Spannungen in Stangen und Rohren" vgl. G. Sachs in der Z. Metallkunde Bd. 19, S. 352 bis 357. 1927.

[1] Der Zusammenziehung des Materials bei 720 bis 730° entspricht der Übergang Perlit-Austenit („Perlitlösung"). Eine Zusammenziehung des Werkstoffes bei dieser Temperatur — wenn auch bei Kohlenstoffstählen geringen Kohlenstoffgehaltes nur in geringem Maße — trat bei allen von Driesen und Stäblein (Anm. 1 und 2 S. 135) untersuchten Kohlenstoffstählen ein.

[2] Siehe Anm. 2, S. 136.

Digitized by Google

Nach Rückkühlung auf Zimmerwärme verblieben geringe negative Ausdehnungsreste: —0,004% bei *A* und —0,037% bei *M*.

Die Schnelligkeit, mit der die Probekörper über den Umwandlungspunkt hinaus erwärmt oder abgekühlt wurden, hatte keinen Einfluß auf die Lage des letzteren (vergl. die Versuche 2 und 3 in Abb. 1 und 2). Der Heizstrom wurde bei Probe A_2 so eingestellt, daß die mit der Umwandlung verbundene Längenabnahme beim Versuch 2 in etwa 20 Minuten, beim Versuch 3 in nur etwa 3 Min. beendigt war, ebenso die Längenzunahme nach Überschreitung des Haltepunkts für die Abkühlung beim Versuch 2 in etwa 12 Min., beim Versuch 3 in etwa 7 Min. Die Beobachtungspunkte (▲ und △) fallen hierbei auf die gleiche Schaulinie ε [1].

Der Einfluß der Umwandlung auf die Ausdehnungszahl β machte sich nach Abb. 3 in einer fast sprungweisen Erhöhung der letzteren nach Überschreitung des Umwandlungspunktes geltend, und zwar bei beiden Materialien entsprechend dem verschiedenen Kohlenstoffgehalt in etwas abweichendem Maße: Bei *A* war die Abweichung am größten ($\beta = 0{,}000022$ gegen 0,0000175 vor der Umwandlung), bei *M* geringer (etwa 0,000021 gegen 0,0000177 [2]).

Zwischen 550 und 700° sind nach Abb. 3 die Ausdehnungszahlen des Materials *A* fast konstant (0,0000175). Auch bei *M* verläuft die Schaulinie $\beta - t$ nach Überschreitung von 550° wesentlich flacher. In Verbindung hiermit ist es von Interesse, daß beim Elektrolyteisen ein Höchstwert der Ausdehnungszahl β bei etwa 600° erreicht wurde (vgl. Abb. 3). Es scheint also, daß die Abflachung der Schaulinie $\beta - t$ nach Überschreitung von 550° dem Eisen an sich eigentümlich ist.

Nach Überschreitung des Umwandlungspunktes streuen die Werte β nicht unerheblich; wohl eine Folge von Nachwirkungserscheinungen. Die mittleren Ausdehnungszahlen β 10^6 betrugen

bei	100°	300°	500°	700°
für Material A	12,3	14,5	17,0	17,6
„ „ R	12,5	14,5	16,5	18.0
„ „ M	12,8	14,8	16,8	17,8
„ „ E	12,9	14,7	16,5	16,5

Die Ausdehnungszahlen sind hiernach für die verschieden zusammengesetzten Stähle annähernd gleich und stimmen auch annähernd (bis zu 600°) mit denen des Elektrolyteisens *E* überein. Bei 100° nahm die Ausdehnungszahl mit zunehmendem Kohlenstoffgehalt etwas ab. Indessen ist anzunehmen, daß außer dem C-Gehalt auch die übrigen Legierungsbestandteile mitbestimmend sind [1].

Bei Stahl *A* wurde auch der Einfluß des Abschreckens untersucht (Abb. 1). Der nach Abschreckung von 850° in Wasser von 28° untersuchte Probezylinder zog sich beim Erwärmen bleibend zusammen. Wie das Schaubild (Versuch 4 in Abb. 1) zeigt, war die Verkürzung nach einer längeren Erwärmung bei etwa 360° fast beendigt, so daß von hier ab die Ausdehnungslinien für die Erwärmung bis 711° und Wiederabkühlung bis herab auf 360° annähernd zusammenfallen. Der nach der Abkühlung auf Zimmerwärme erhaltene Ausdehnungsrest betrug —0,20% [1].

Beim erneuten Erwärmen des Probezylinders von Zimmerwärme auf 850° (Versuch 5, Abb. 1) ergab sich eine fast vollkommene Übereinstimmung mit den Meßergebnissen der Versuche 1 bis 3.

Wenn auch der allgemeine Verlauf der Wärmeausdehnung von Stählen [2] bei der Umwandlung bereits bekannt ist, so lassen doch die vorliegenden — mit Hilfe eines genauen Meßverfahrens gewonnenen — Ergebnisse wesentliche Einzelheiten in den Ausdehnungserscheinungen der untersuchten Stahlsorten erkennen, z. B. den Verlauf der Wärmeausdehnungszahlen β bei hohen

---

[1] Die Erwärmungs- oder Abkühlungsgeschwindigkeiten, bei denen eine Änderung in der Lage der Umwandlungspunkte eintritt, sind vermutlich wesentlich größer als die hier — innerhalb der Versuchseinrichtung — erreichten. Vgl. hierzu die von B. Strauß („Über das Härten des Stahles", Kruppsche Monatshefte Bd. 2, S. 81 bis 89. 1921) angegebenen kritischen Abschreckungsgeschwindigkeiten. Hier soll nur gezeigt werden, daß das angewandte Versuchsverfahren auch bei schneller Ausführung des Versuches zu verläßlichen Ergebnissen führte.

[2] Verfasser hat sich nicht dem von Driesen (s. oben) angewandten Verfahren einer Bestimmung von Ausdehnungszahlen β aus den Übergangskurven ε bei der Umwandlung angeschlossen, da der mit bleibenden Längenänderungen verbundene Lösungsvorgang des Perlits ganz besonders von der Zeit abhängig ist. Die Ausdehnungszahlen sind daher im Übergangsgebiet als unbestimmbar fortgelassen.

[1] Die in Landolt-Börnstein, Phys. Chem. Tab., für Eisen und Stahl angegebenen Zahlenwerte β sind — je nach Zusammensetzung und Vorbehandlung des Materials — sehr verschieden. In annähernder Übereinstimmung mit den obigen Ergebnissen (siehe auch Abb. 3) ist für Eisen weich (für Elektromagnete) nach Fizeau bei 40°; $\beta = 0{,}00001210$; bei 50°; $\beta = 0{,}00001228$ und nach Dittenberger bei 20° die „wahre Ausdehnungszahl" β für Flußeisen 0,00001179, für Schweißeisen 0,00001188 und für Flußstahl 0,00001139. Dagegen fand Le Chatelier für Stahl von der Zusammensetzung 0,057% C, 0,13% Ma und 0,05% S zwischen 0 und 100°: $\beta = 0{,}000011$ und Charpy und Grenet für Stahl mit 1,5% C: $\beta = 0{,}00001000$. Im Mittel nimmt auch nach diesen Ergebnissen die Ausdehnungszahl mit zunehmendem Kohlenstoffgehalt ab.

Nach eigenen, früher unter Verwendung eines Ölbades ausgeführten Versuchen (vgl. Mitt. Materialpr.-Amt 1920, S. 182 bis 219) war — wieder in Übereinstimmung mit obigen Ergebnissen — für hochgekohlten S-M-Stahl bei 35°: $\beta = 0{,}0000121$, bei 115°: $\beta = 0{,}0000132$, für Elektrostahl mit 0,22% C; 0,9% Mn, 0,01% P, 0,017% S, 0,25% S bei 30°: $\beta = 0{,}0000123$, bei 100°: $\beta = 0{,}0000128$, für Stahlguß bei 85°: $\beta = 0{,}0000128$, bei 200°: $\beta = 0{,}0000137$.

[2] Es ist eine bekannte Erscheinung, daß z. B. Werkzeugstähle nach dem Härten eine bleibende Ausdehnung aufweisen, die dann beim Widererwärmen (Anlassen) wieder zurückgeht. Vgl. E. H. Schulz: „Über die Volum- und Formänderungen des Stahls beim Härten." Dissertation Charlottenburg 1914 und a. O. — B. Strauß: „Über das Härten des Stahls." Kruppsche Monatshefte 2, S. 81 bis 89. 1921. — Eine ausführliche Darstellung und kritische Würdigung der bestehenden Härtungstheorien gibt Maurer in seiner Arbeit: „Über das Beta-Eisen und über Härtungstheorien." Mitt. Eisenforsch., Düsseldorf, Bd. 1, S. 39 bis 86.

Im Staatlichen Materialprüfungsamt wurde in guter Übereinstimmung mit dem Obigen an gehärteten Stahlkugeln eine Verringerung des Durchmessers um —0,18% infolge des Anlassens festgestellt.

Digitized by Google

Temperaturen, den Betrag der Verlängerung bzw. Verkürzung der Proben bei der Umwandlung, die nach der Abkühlung vorhandenen Ausdehnungsreste u. a. In meßtechnischer Hinsicht sind die Ergebnisse insofern von Interesse, als sie erkennen lassen, daß das angewandte Meßverfahren (bei dem Hebelübertragungen der Ausdehnungsbewegung, Flüssigkeits- oder Gasbäder u. a. vermieden sind) bei Ausdehnungsmessungen bis zu 850° zu brauchbaren Ergebnissen führt[1].

[1] Bei 1000° verwandelt sich das Quarz in Kristobalit. Diese Umwandlung beginnt bei etwa 950°. Eine Benutzung des Apparates ist also bis zu etwa 900° möglich, ohne daß Störungen durch bleibende Längenänderungen der Quarzteile eintreten.

Versuche an bewässerten Steinsalzkristallen.

Von **E. Schmid** und **O. Vaupel**[1].

In einer früheren Arbeit[2] haben wir auf Grund von Versuchen über den Joffeeffekt die Vermutung ausgesprochen, daß die erhöhte Festigkeit bewässerter Kristalle durch eindringendes Wasser verursacht sei. Eine restlose Erklärung der experimentellen Ergebnisse schien nämlich nach keiner der beiden bisher vorgebrachten Ansichten möglich. (Joffé: Beseitigung oberflächlicher Störungen, wie Risse, Spannungsanhäufungen; Polanyi: Reißverfestigung zufolge vorausgegangener plastischer Deformation.) Unsere Annahme hingegen war jedenfalls mit keiner der Beobachtungen im Widerspruch.

Weitere Versuche zu einer unmittelbaren Feststellung des in den Kristall eingedrungenen Wassers sind bisher negativ verlaufen (Dichte, Gitterkonstante[3]). Eine technologische Festigkeitseigenschaft, die wir ebenfalls untersuchten, die Ritzhärte, zeigte hingegen eine deutliche Erhöhung nach der Bewässerung der Kristalle, die allerdings hinter dem entsprechenden Anstieg der Zerreißfestigkeit doch noch erheblich zurückbleibt.

1. Dichte: Das Ergebnis der Dichtebestimmung[4] an fehlerfreien Spaltstücken im Ausgangszustand und nach etwa 80% Ablösung ist in Tabelle 1 zusammengestellt. Für zwei verschiedene Kristallmaterialien sind Mittelwerte aus je vier Bestimmungen und ihre mittleren Fehler verzeichnet. Die Mittelwerte bleiben innerhalb von 0,2 Prom. konstant.

Tabelle 1.
Dichtebestimmung bewässerter Steinsalzkristalle.

Material	Dichte/Dichte des Benzols	
	vor der Bewässerung	nach der Bewässerung
A	2,4634 (∓0,00029)	2,4635 (∓0,00065)
B	2,4698 (∓0,00048)	2,4693 (∓0,00165)

2. Gitterkonstante: Drehkristallaufnahmen von etwa $^1/_2$ mm dicken Stäbchen, die einerseits durch fortgesetzte Spaltung, andererseits durch Ablösung aus großen Spaltstücken desselben Kristalls erhalten worden waren, ergaben innerhalb der erreichten Genauigkeit von 0,2 Prom. identische Werte für die Gitterkonstante.

Diese Versuche zeigen somit, daß es sich bei dem vermuteten Eindringen von Wasser in den Kristall jedenfalls nur um sehr geringe Mengen handeln kann.

Tabelle 2. Ritzhärte bewässerter Steinsalzkristalle.

Material	Belastung $^1/_2$ g		Belastung 1 g	
	Relative Strichbreite			
	vor der Bewässerung	nach der Bewässerung	vor der Bewässerung	nach der Bewässerung
A			12,3 (14)	8,7 (14)
			12,6 (13)	8,0 (14)
			13,3 (14)	
C	7,5 (3)	6,9 (5)	12,7 (3)	8,3 (6)
	6,4 (3)	5,8 (5)	13,1 (4)	8,2 (7)
	6,8 (4)	6,0 (5)		8,3 (7)
	7,1 (5)	7,0 (5)	8,1 (5)	7,6 (4)
	6,1 (5)		13,0 (5)	
			13,3 (6)	
			13,0 (5)	
D	5,4 (4)	6,0 (7)	11,8 (7)	7,7 (7)
	6,4 (5)	5,8 (5)	12,2 (6)	11,5 (7)
	6,3 (5)		13,6 (6)	
			13,5 (7)	
Mittelwerte	**6,50**	**6,25**	**12,51**	**8,53**

3. Ritzhärte: Die Bestimmung der Ritzhärte erfolgte mit Hilfe eines Martensschen Ritzhärteprüfers auf mikroskopisch fehlerfreien Teilen von Würfelspaltflächen in Richtung der Würfelkanten. Der Grad der Ablösung betrug wieder etwa 80%. Im abgelösten Kristall wurde stets eine der im Ausgangskristall benutzten Würfelfläche parallele Fläche durch Spaltung freigelegt und vermessen. Die Ergebnisse der an drei verschiedenen Kristallmaterialien durchgeführten Messungen sind in Tabelle 2 enthalten[1]. Außer der die Ritzhärte kennzeichnenden Strichbreite (in Mikrometerpartes) bei Belastungen des Diamanten mit $^1/_2$ und 1 g ist eingeklammert auch die Anzahl der dem eingetragenen Mittelwert zugehörigen Einzelmessungen angegeben. Eine durch die Bewässerung bewirkte Erhöhung der Ritzhärte tritt besonders bis 1 g Belastung klar zutage. Die Strichbreite nimmt hier um über 30% ab.

[1] Original: Z. Phys. Bd. 62, S. 311. 1930.

[2] E. Schmid und O. Vaupel: Z. Phys. Bd. 56, S. 308. 1929.

[3] Versuche an im Ausgangszustand völlig wasserfreien Schmelzflußkristallen stehen allerdings noch aus. Nachtrag bei der Korrektur: Wir konnten solche Versuche mittlerweile an Kristallen, die wir der Freundlichkeit der Herren A. Smekal und F. Blank verdanken, nachholen. Das Ergebnis ist dasselbe geblieben.

[4] Auftriebmethode mit Benzol.

[1] Bei diesen Messungen sind wir von Herrn J. Böhme, dem Erbauer des ersten Martensschen Ritzhärteprüfers, auf das beste unterstützt worden. Wir sagen ihm auch hier unseren herzlichsten Dank.

Digitized by Google

Über ein Verfahren für die Trennung von Blei und Wismut.

Von **H. Blumenthal**[1].

Die bisher bekannten Verfahren für die analytische Trennung von Blei und Wismut beruhen fast alle auf der Eigenschaft der Wismutsalze, in wäßriger Lösung leicht hydrolytisch in unlösliche basische Verbindungen zu zerfallen. Damit diese hydrolytische Spaltung zu einer vollständigen Abscheidung des Wismuts führt, ist es erforderlich, die Einwirkung der bei der Hydrolyse freiwerdenden Mineralsäure auszuschalten. J. Löwe[2] erreicht das durch häufiges Abdampfen der salpetersauren Lösung beider Metalle auf dem Wasserbade, wobei er den Abdampfrückstand jedesmal mit Wasser wieder aufnimmt und das solange wiederholt, bis auf Wasserzusatz keine Trübung entsteht. G. Luff[3] bindet die freiwerdende Säure entweder durch Zusatz einer berechneten Menge Sodalösung oder durch Kochen mit Natriumnitrit. L. Moser und W. Maxymowicz[4] schalten sie durch Bromid-Bromatzusatz aus. A. L. Benkert und E. F. Smith[5] fällen das Wismut durch Zusatz von Alkaliformiat als basisches Formiat und R. Strebinger und W. Zins[6] scheiden das Wismut als basisches Jodid ab, indem sie die freiwerdende Jodwasserstoffsäure mit Natriumacetat umsetzen.

Bei all diesen Verfahren muß, wenn größere Bleimengen vorliegen, der Niederschlag des Wismuts zur Vervollständigung seiner Trennung vom Blei wieder aufgelöst und nochmals gefällt werden; sie sind also zeitraubend; insbesondere bei sehr kleinen Mengen von Wismut, wie sie im Weichblei häufig bestimmt werden müssen, also bei Gehalten, welche mitunter nur hundertstel Prozente oder noch weniger betragen, stößt ihre Anwendung auf begreifliche Schwierigkeiten. In diesem Falle wird gewöhnlich nach der bekannten von R. Fresenius[7], von P. Fernandez-Krug und von W. Hampe[8] empfohlenen Arbeitsweise verfahren, dazu eine große Einwaage der zu untersuchenden Bleiprobe in Salpetersäure gelöst und aus dieser Lösung die Hauptmenge des Bleies durch Fällen mit Schwefelsäure als Sulfat abgeschieden. Im Filtrat vom Bleisulfat soll neben anderen Begleitmetallen auch das im Blei vorliegende Wismut quantitativ zu ermitteln sein. Aber auch auf diesem Wege ist die Bestimmung geringer Wismutmengen und ihre vollständige Trennung vom Blei nicht ohne weiteres möglich, da das Bleisulfat stets mehr oder minder wismuthaltig ausfällt. Erst durch recht umständliche Operationen gelingt es schließlich, auch das vom Bleisulfat festgehaltene Wismut zu erfassen.

[1] Original: Z. analyt. Chem. Bd. 78, S. 206 bis 213. 1929.
[2] J. prakt. Chem. Bd. 74, S. 344. 1858.
[3] Z. analyt. Chem. Bd. 63, S. 330. 1923; Chem.-Zg. Bd. 44, S. 71. 1920.
[4] Z. analyt. Chem. Bd. 67, S. 248. 1925/26.
[5] J. Am. Chem. Soc. Bd. 18, S. 1055. 1896; vgl. Z. analyt. Chem. Bd. 42, S. 642. 1903.
[6] Z. analyt. Chem. Bd. 72, S. 417. 1927.
[7] Z. analyt. Chem. Bd. 8, S. 148. 1869.
[8] Vgl. Lunge-Berl: Chem.-techn. Untersuchungsmethoden, II, Analyse von Handelsblei.

Bei dem großen Einfluß, welchen selbst kleine Wismutmengen auf die mechanischen Eigenschaften des Bleies ausüben[1], und wegen der sich daraus ergebenden Notwendigkeit, ein unbedingt zuverlässiges und auch im Betriebslaboratorium möglichst rasch durchführbares Analysenverfahren für ihre Bestimmung zu besitzen, schien es angezeigt, nach einer Arbeitsweise Umschau zu halten, welche, auch von weniger geübter Hand ausgeführt, schnell und sicher den Wismutgehalt einer Bleiprobe zu ermitteln gestattet. Es mußte also ein Verfahren ausgearbeitet werden, mit dessen Hilfe auch die kleinsten Wismutmengen in einer Operation vollständig vom Blei abgetrennt werden können, ohne daß technische Schwierigkeiten bei der Abscheidung und dem Abfiltrieren einer so geringen Wismutfällung auftreten können.

Nachdem alle Versuche gescheitert waren, in Anlehnung an das erwähnte Arbeitsverfahren von R. Fresenius durch Abscheidung des Bleies als Sulfat oder in anderer Bindung die quantitative Trennung vom Wismut zu erreichen, wurde von neuem unternommen, durch entsprechende Änderung der hydrolytischen Abscheidung des Wismuts eine zuverlässige Scheidung auch von großen Mengen Blei zu erzielen. Es war von vornherein klar, daß es für die Abscheidung des Wismuts darauf ankommen mußte, in der Lösung durch Abstumpfen der freien Säure mit einem geeigneten basischen Mittel eine bestimmte, leicht reproduzierbare Wasserstoffionenkonzentration zu erzeugen, so daß beim Aufkochen der Lösung mit diesem Mittel alles Wismut quantitativ hydrolysiert wird, daß aber eine gleichzeitige Mitfällung von Bleiverbindungen vermieden werden mußte.

Diesen Bedingungen entsprach eine Aufschlämmung von gefälltem Quecksilberoxyd. Durch Zusatz einer kleinen Menge Quecksilberoxydschlamm zur schwach salpetersauren, Blei und Wismut enthaltenden Lösung kann einerseits der erforderliche Zustand der Lösung herbeigeführt werden, indem die überschüssige Salpetersäure gebunden wird, andererseits bewirkt ein geringer Überschuß von Quecksilberoxyd, daß die kleinsten Wismutmengen in leicht filtrierbarer Form niedergeschlagen werden. Schon bei einmaliger Fällung ist der Niederschlag (unabhängig davon, welche Bleimengen zugegen sind) völlig bleifrei. Seine Weiterbehandlung ist denkbar einfach: Er wird abfiltriert und ausgewaschen, dann in Salpetersäure wieder aufgelöst und, wenn nur sehr kleine Wismutmengen vorliegen, nach dem Abrauchen mit Schwefelsäure ohne weiteres nach dem Jodidverfahren[2] kolorimetrisch auf seinen Wismutgehalt geprüft, ohne daß auf die Quecksilbersalze hier-

[1] O. Bauer: Gieß.-Zg. Bd. 25, S. 297. 1928.
[2] A Text-Book of Assaying by C. and J. J. Beringer. London, Charles Griffin & Co. 11. edition, 1908, und Lunge-Berl, Chem.-techn. Untersuchungsmethoden, II, Handelskupferanalyse; vgl. auch Z. analyt. Chem. Bd. 59, S. 18. 1920.

Digitized by Google

bei Rücksicht genommen zu werden braucht, da auf Zusatz einer genügenden Menge von Jodkalium sich das zunächst abgeschiedene Quecksilberjodid zu farblosem Doppelsalz wieder auflöst und als solches die kolorimetrische Bestimmung nicht beeinflußt. Bei größeren Wismutmengen, die gewichtsmäßig bestimmt werden müssen, wird das Wismut in der salpetersauren Lösung vom Quecksilber als Phosphat getrennt und als solches gewogen.

Die Arbeitsweise bei diesen Verfahren ist im einzelnen folgende:

Die Einwaage des auf seinen Wismutgehalt zu untersuchenden Bleies (bei kleinen Wismutgehalten 5—10 g) wird in der hinreichenden Menge verdünnter Salpetersäure gelöst; für 10 g genügen 16 ccm Salpetersäure (D 1,4), die mit 60 ccm Wasser verdünnt werden. Bei kleinen Einwaagen, d. h. wenn also die Konzentration an Nitraten gering ist, werden der Lösung 5—10 g Alkalinitrat zugesetzt. Es wird abgekühlt und in einem Volumen von etwa 150 ccm so lange Natriumcarbonatlösung (etwa 10proz.) zugefügt, bis eine größere Menge Bleicarbonat sich abgeschieden hat. Durch tropfenweises Zusetzen von verdünnter Salpetersäure wird die Lösung eben wieder angesäuert, wobei man sich zweckmäßig eines Indikators (Methylorange) bedient. Hierbei geht alles Bleikarbonat in Lösung und bei Anwesenheit größerer Wismutmengen verbleibt eine geringe Trübung. Nunmehr wird gekocht, um die gelöste Kohlensäure auszutreiben, und dann zu der siedenden Flüssigkeit aufgeschlämmtes Quecksilberoxyd so lange hinzugegeben, bis ein kleiner Überschuß davon beobachtet werden kann. Das Quecksilberoxyd stellt man durch Fällen einer 5proz. Sublimatlösung mit reinem Natriumhydroxyd (aus Natrium bereitet) her, indem man diese Fällung durch sehr häufiges Dekantieren mit Wasser vollständig alkalifrei wäscht. Nach dem Abgießen des letzten Waschwassers wird der Niederschlag in ein Vorratsgefäß übergespült und kann nunmehr in aufgeschlämmter Form ohne weiteres verwendet werden.

Zu der oben beschriebenen Fällung mit Quecksilberoxyd fügt man etwa 100 ccm kaltes Wasser und überläßt am besten die Flüssigkeit während etwa 12 Stunden sich selbst, da hierdurch die Abscheidung vervollständigt und leichter filtrierbar wird. Jedenfalls muß vor dem Filtrieren gekühlt und so lange gewartet werden, bis sich der Niederschlag vollkommen abgesetzt hat. Aber auch dann können mitunter noch sehr geringe Wismutmengen (Bruchteile eines Zehntelmilligramms) im Filtrat nachgewiesen werden, während nach längerem Warten das Filtrat stets klar und praktisch völlig wismutfrei ist. Hiervon kann man sich durch nochmalige Behandlung des Filtrates mit Quecksilberoxyd überzeugen. Ein gewöhnliches, schnell laufendes Filter (Weißband von Schleicher und Schüll) hält unter diesen Bedingungen den Niederschlag gut zurück. Das Waschwasser muß kalt sein und auf 1 l bis 2 g Kaliumnitrat enthalten. Ammoniumnitrat als Zusatz ist zu vermeiden, da Quecksilberoxyd von Ammoniumsalzen gelöst wird. Das Auswaschen wird so lange fortgesetzt, bis in der ablaufenden Flüssigkeit mit Schwefelwasserstoffwasser kein Blei mehr nachgewiesen werden kann. Auf dieses Auswaschen ist besonders dann Sorgfalt zu verwenden, wenn es sich um eine sehr bleireiche Lösung handelt. Man führt den Niederschlag durch Abspritzen in ein kleineres Gefäß (Erlenmeyerkolben von 300 ccm Inhalt) über, löst die auf dem Filter und in dem Fällungskolben verbliebenen Reste davon mit heißer verdünnter Salpetersäure und läßt diese zu der Lösung laufen. Die Quecksilberoxydfällung löst sich in der zu diesem Zwecke erforderlichen Salpetersäuremenge im allgemeinen sofort auf, anderenfalls muß die Auflösung durch Erwärmen vervollständigt werden. Bei kleinen Wismutmengen kann die Lösung nunmehr mit etwa 5 ccm konzentrierter Schwefelsäure versetzt und so lange gekocht werden, bis dichte Schwefelsäurenebel auftreten. Nach dem Aufnehmen mit Wasser (Aufkochen und Abkühlen der Flüssigkeit) ist dann ohne weiteres die kolorimetrische Jodidprobe möglich. Bei Anwesenheit von größeren Wismutmengen, die auf diesem Wege nicht mehr bestimmt werden können, wird folgendermaßen verfahren:

Man löst den Quecksilberoxydniederschlag wie oben in heißer Salpetersäure (D 1,2) und richtet es dabei so ein, daß die Lösung etwa 10 ccm freie Säure obiger Konzentration in einem Volumen von etwa 100 ccm aufweist. Die Lösung wird zum Sieden erhitzt und in der Siedehitze unter stetem Umschwenken tropfenweise mit 20 ccm einer 5proz. Lösung von Ammoniumphosphat (2 bas.) gefällt. Nach dem Erkalten wird der Niederschlag des Wismutphosphates auf einem dichten Filter gesammelt, mit kaltem Wasser gut ausgewaschen und im gewogenen Tiegel verascht. Die Trennung des Wismuts vom Quecksilber und seine Abscheidung als Phosphat ist unter diesen Bedingungen vollständig.

Das hier beschriebene Verfahren wurde sowohl für die Ermittlung kleinster als auch für die Bestimmung größerer Wismutmengen und ihre Trennung von Blei als zuverlässig befunden. Der Nachweis hierfür wurde durch die Analyse von Lösungen reinsten wismutfreien Bleinitrates, denen wechselnde Mengen einer salpetersauren Lösung von Wismut zugesetzt waren, erbracht. So wurden folgende Versuche angestellt:

Versuch 1: Angewandt 8 g Bleinitrat + 0,0003 g Wismut.

Gefunden 0,0003 g Wismut (auf kolorimetrischem Wege ermittelt).

Versuche 2: Angewandt 8 g Bleinitrat + 0,0010 g Wismut.

Gefunden 0,0010 g Wismut (ermittelt wie oben).

Versuche 3: Angewandt 8 g Bleinitrat + 0,0025 g Wismut.

Gefunden 0,0025 g Wismut (in einem aliquoten Lösungsanteil ermittelt wie oben).

Versuch 4: Angewandt 8 g Bleinitrat + 0,0498 g Wismut.

Gefunden 0,0496 g Wismut (als Phosphat gewogen).

Versuch 5: Angewandt 0,0510 g Blei (als Nitrat) + 0,0498 g Wismut.

Gefunden 0,0512 g Blei, 0,0498 g Wismut. (Hierbei wurde das Blei aus dem Filtrat vom Quecksilberoxydniederschlag durch Abscheiden als Sulfat ermittelt, Wismut als Phosphat abgeschieden.)

Digitized by Google

Es ist zu bemerken, daß bei der Analyse von Bleiproben nach dem Quecksilberoxydverfahren auf gegebenenfalls vorhandenes Antimon und Arsen Rücksicht genommen werden muß. Wie beobachtet wurde, kann sich, sofern die Bleiprobe antimon- oder arsenhaltig ist, unter den für die Quecksilberoxydfällung erforderlichen Bedingungen Bleiantimonat, bzw. Bleiarsenat bilden, so daß der Quecksilberoxydniederschlag dann stets Blei festhält. Diese Bleisulfatmenge dürfte aber gewöhnlich so gering sein, daß die Genauigkeit der kolorimetrischen Wismutbestimmung dadurch nicht beeinträchtigt wird. Bei den mit reinem Bleinitrat angestellten Versuchen 1 bis 5 wurden niemals auch nur Spuren von Blei im Quecksilberoxydniederschlage nachgewiesen. Bei einer Kritik des Verfahrens müßte also auf den hier beschriebenen Einfluß des Antimons und Arsens zu achten sein. Es ist ferner erforderlich, daß das zur Verwendung gelangende Quecksilberoxyd völlig wismutfrei ist, wovon man sich leicht durch die kolorimetrische Probe überzeugen kann.

Aus den oben angeführten Gründen müßte also, wenn eine handelsübliche Bleisorte nach dem hier beschriebenen Verfahren auf ihren Wismutgehalt untersucht werden soll, auf etwa vorhandenes Antimon und Arsen Rücksicht genommen werden. Da auch gegebenenfalls vorliegendes Zinn sich im Quecksilberniederschlag vorfindet, so wird gewöhnlich eine Trennung dieser Metalle vom Wismut erforderlich sein. Diese Trennung kann im Anschluß an das seinerzeit vom Verfasser mitgeteilte Verfahren für die Bestimmung kleiner Antimonmengen im Kupfer[1], welches sich auch für die Untersuchung von Blei als brauchbar erwiesen hat, leicht bewirkt werden. Der in einer schwach salpetersauren Lösung erzeugte Niederschlag von Mangandioxydhydrat scheidet nämlich auch hier die gesamte Menge von Antimon, Zinn und Wismut ab, während nur eine ganz geringe Menge Blei mitgefällt wird.

Bei der Untersuchung antimon-, arsen- und zinnhaltigen Bleies verfährt man somit wie folgt: Man löst die Bleiprobe in der eben hinreichenden Menge Salpetersäure und versetzt die Flüssigkeit zur Neutralisation, ohne Rücksicht auf eine etwa vorhandene Trübung, in einem Volumen von etwa 150 ccm so lange mit Sodalösung, bis Bleikarbonat ausfällt. Diesen Niederschlag löst man in verdünnter Salpetersäure eben wieder auf, wobei man darauf achtet, daß die Lösung nur geringe Mengen freie Salpetersäure enthält, da sonst die Fällung des Wismuts mit Mangandioxydhydrat nicht ganz vollständig ist. Durch Verwendung eines Indikators beim Ansäuern (Methylorange) ist das leicht zu erreichen. Nunmehr wird mit einer 5proz. Manganonitratlösung (6 ccm) und einer n-Kaliumpermanganatlösung (4 ccm der Braunsteinniederschlag erzeugt. Er wird abfiltriert und in Salzsäure unter Wasserstoffsuperoxydzusatz, nötigenfalls durch kochende Bromsalzsäure, wieder aufgelöst; in diese Lösung wird nach dem Abstumpfen mit Ammoniak Schwefelwasserstoff eingeleitet. Aus der Fällung werden die Sulfide von Zinn, Antimon und Arsen mit Schwefelnatrium herausgelöst; die verbleibenden Sulfide des Wismuts und des durch das Mangandioxyd mitgefällten Bleies werden in einem Erlenmeyer-Kolben von 300 ccm Inhalt so lange mit Salzsäure gekocht, bis sie vollständig in Lösung gegangen sind und diese Lösung ein Volumen von nur wenigen Kubikzentimetern erreicht hat. Nunmehr wird unter wiederholtem Zugeben kleiner Mengen von konzentrierter Salpetersäure weiter erhitzt, bis keine Nitrosylchloriddämpfe mehr beobachtet werden können und somit alle Salzsäure ausgetrieben ist, wobei wieder die Menge der freien Säure auf nur wenige Kubikzentimeter beschränkt bleiben muß. Mit der auf diese Weise erzielten schwefelsäure- und salzsäurefreien salpetersauren Lösung von Blei und Wismut kann nun die oben beschriebene Quecksilberoxydfällung vorgenommen werden.

Bei weiteren Versuchen mit dem hier beschriebenen Verfahren wurde beobachtet, daß sich auch, wie zu erwarten war, andere Metalle, z. B. Kupfer und Silber, auf diesem Wege von Wismut trennen lassen. Über die Ergebnisse dieser Untersuchungen, insbesondere über die Anwendbarkeit des Verfahrens für die Prüfung von Handelskupfer auf Wismut und von Handelswismut auf Blei, wofür in der Literatur keine zuverlässigen Methoden angegeben sind, wird später zu berichten sein.

[1] Z. analyt. Chem. Bd. 74, S. 33. 1928.

Zusammenfassung.

Wird eine schwach salpetersaure Lösung von Blei und Wismut mit einem Überschuß von frisch gefälltem Quecksilberoxydschlamm gekocht, so scheidet sich, wenn man die hier beschriebenen Bedingungen einhält, das gesamte Wismut als basisches Nitrat ab, und es gelingt auf diese Weise, durch einmalige Fällung das Wismut vom Blei zu trennen und hierbei auch die kleinsten Wismutmengen in leicht filtrierbarer Form zu gewinnen.

Bei der Ausführung der für diese Arbeit erforderlichen zahlreichen Versuche hat mir Fräulein K. Troschke wertvolle Hilfe geleistet; ich danke ihr dafür auch an dieser Stelle.

Druck der Spamerschen Buchdruckerei in Leipzig.
Printed in Germany.

Digitized by Google

Mitteilungen der deutschen Materialprüfungsanstalten

Sonderheft XIV:

Arbeiten aus dem **Staatlichen Materialprüfungsamt** und dem **Kaiser Wilhelm-Institut für Metallforschung** zu Berlin-Dahlem

Inhalt

Kuntze, W. Elastische Messungen an Kupfer mittels Martensscher Spiegel.
Kuntze, W. Der Bruch gekerbter Zugproben.
Kuntze, W. Statische Grundlagen zum Schwingungsbruch.
Sieglerschmidt, H. Apparat zur Messung der Querschnittsänderungen belasteter Stäbe.
Kuntze, W. Kerbzähigkeit und statische Kennziffern.
Kuntze, W. Zur Festigkeit im Schraubengewinde.
Stamer, Johs. Die Kugeldruck-Härteprüfung von Holz.
Sieglerschmidt, H. Beitrag zur Erkenntnis der elastischen Eigenschaften der Leichtmetalle.
Kuntze, W. Kritische Kerbzähigkeitswerte.
Sieglerschmidt, H., und Johs. Stamer. Elastische Formänderungen gezogener Holzstäbe.
Kuntze, W. Die Bruchgefahr bei metallischen Werkstoffen.
Kuntze, W. Zur Deutung und Bewertung der Bruchdehnung bei Metallen.
Kuntze, W. Über die Kerbgefahr.
Kuntze, W., und G. Sachs. Der Fließbeginn bei wechselnder Zug-Druckbeanspruchung.
Kuntze, W. Berechnung der Schwingungsfestigkeit aus Zugfestigkeit und Trennfestigkeit.
Kuntze, W. Fragen der technischen Kohäsion.

Mit 135 Abbildungen

Berlin
Verlag von Julius Springer
1930

Mitt. dtsch. Mat.prüfgsanst.

Preis RM 13.—

Digitized by Google

Digitized by Google

Mitteilungen der deutschen Materialprüfungsanstalten

Sonderheft XIV:
Arbeiten aus dem **Staatlichen Materialprüfungsamt** und dem
Kaiser Wilhelm-Institut für Metallforschung zu Berlin-Dahlem

Inhalt

		Seite
Kuntze, W.	Elastische Messungen an Kupfer mittels Martensscher Spiegel	3
Kuntze, W.	Der Bruch gekerbter Zugproben	7
Kuntze, W.	Statische Grundlagen zum Schwingungsbruch	17
Sieglerschmidt, H.	Apparat zur Messung der Querschnittsänderungen belasteter Stäbe	22
Kuntze, W.	Kerbzähigkeit und statische Kennziffern	27
Kuntze, W.	Zur Festigkeit im Schraubengewinde	35
Stamer, Johs.	Die Kugeldruck-Härteprüfung von Holz	38
Sieglerschmidt, H.	Beitrag zur Erkenntnis der elastischen Eigenschaften der Leichtmetalle	40
Kuntze, W.	Kritische Kerbzähigkeitswerte	44
Sieglerschmidt, H., und Johs. Stamer.	Elastische Formänderungen gezogener Holzstäbe	58
Kuntze, W.	Die Bruchgefahr bei metallischen Werkstoffen	60
Kuntze, W.	Zur Deutung und Bewertung der Bruchdehnung bei Metallen	61
Kuntze, W.	Über die Kerbgefahr	71
Kuntze, W., und G. Sachs.	Der Fließbeginn bei wechselnder Zug-Druckbeanspruchung	77
Kuntze, W.	Berechnung der Schwingungsfestigkeit aus Zugfestigkeit und Trennfestigkeit	82
Kuntze, W.	Fragen der technischen Kohäsion	85

Mit 135 Abbildungen

Berlin
Verlag von Julius Springer
1930

Digitized by Google

Digitized by Google

Elastische Messungen an Kupfer mittels Martensscher Spiegel.

Von W. Kuntze[1].

Einleitung.

Die Messung der elastischen Dehnung ist dort nicht schwierig, wo wir, wie meist bei Eisen, ein Gebiet proportionaler Längenänderung haben. Bei einem Werkstoff wie Kupfer werden aber die Dehnungswerte bei zunehmender Last für gleiche Laststufen immer größer, und selbst nach Ausscheidung aller plastischen Dehnungsanteile durch Vorbelastungen bleibt das Dehnungsdiagramm nicht nur gekrümmt (Hysterese), sondern je nach der Belastungszeit nimmt es eine andere Lage ein (elastische Nachwirkung). Diese Erscheinungen sind einer genauen Feststellung elastischer Dehnungsbegriffe, sei es der Längsdehnung bzw. des Elastizitätsmoduls oder der Querkontraktion sehr hinderlich; denn diese beiden Kennziffern sind keine Konstanten und müssen entsprechend ihrer Ermittlung genau definiert werden können. Also der Einfluß der Belastungszeit, des Grades der Hysterese, der Höhe der Prüfbelastung und etwaiger Vorausbelastungen des Werkstoffes muß bekannt sein. Und selbst wenn wir unter Beachtung dieser Einflüsse in der Lage wären, eine nach jeder Richtung bestimmt festgelegte Kennziffer für Längs- und Querdehnung zu ermitteln, so bleibt immer noch der Umstand hinderlich, daß ein mehrmals wiederholter Versuch unter gewissen, nicht bekannten Umständen immer wieder andere Werte ergibt. Dies mag bei Ermittlung einer der beiden Kennziffern für sich nicht so sehr ins Gewicht fallen, wohl aber für die genaue Ermittlung des sehr wichtigen Quotienten $\mu = \varepsilon_q/\varepsilon_l$ (Poissonsche Konstante), bei welcher zeitlich aufeinanderfolgende Messungen ein praktisches Erfordernis sind. Die Veränderlichkeit jeder der beiden Begriffe wäre auch dann nicht von so großer Bedeutung, wenn μ eine konstante Größe bliebe. Es wurde jedoch unter Zuhilfenahme eines verbesserten Apparates zur Messung der Querkontraktion gefunden, daß auch μ mit der Belastung veränderlich ist[2].

Um also ein Urteil über den Wert gemessener elastischer Kennziffern fällen zu können, ist es notwendig, durch systematische Dehnungsmessungen, zunächst für die Längsdehnung, die genannten Einflüsse ihrer Größe nach zu erkennen und nach ihrer Ausscheidung zu trachten.

Untersucht wurde der Einfluß:

1. der zeitlichen Nachwirkung und Hysterese;
2. der Prüfbelastung und der damit verbundenen plastischen Reckungen;
3. der Zeit auf die unbelastete Probe (Ablagerung).

1. Die Versuche wurden auf einer 10 t-Zerreißmaschine von Mohr & Federhaff mit Laufgewichtswaage durchgeführt und die Dehnungswerte mittels Martensscher Spiegelapparate gemessen. Hierbei betrug die Meßlänge 10 und 15 cm. Der geglühte Kupferstab hatte zu Beginn einen Durchmesser von 16 mm bei einer Versuchslänge von 220 mm. Für die Einspannung war der Stab mit Gewindeköpfen versehen.

Der allgemeine Versuchsverlauf sei an Abb. 1a erörtert. An der Stelle B des Dehnungsdiagrammes sei der Stab mit P kg belastet. Diese Last sei so lange konstant erhalten, bis bei C ein auffälliges Nachdehnen nicht mehr stattfindet. Bleibt nun nach dem Entlasten bis D die Probe längere Zeit ruhen, so verläuft das Diagramm von D nach E. Eine Wiederbelastung ergibt den Kurvenverlauf $EC'F'G$. Der Kurventeil CDE stellt mithin eine elastisch rückgängige Bewegung dar, bei welcher bleibende Dehnungen eliminiert sind. Die Frage, ob der elastische Weg CD (oder CDE) für eine für alle Zustände (Belastungen, Reckungen usw.) vergleichbare Ermittlung des Elastizitätsmoduls herangezogen werden darf, ist jedoch zunächst völlig ungeklärt. Sowohl der längere Zeit erfordernde Rückgang von D nach E im entlasteten Zustand als auch — trotz vorheriger Auswirkung der Last — das Auftreten noch weiterer plastischer Reckungen $C'F'$ nach vorangehender Entlastung und darauffolgender Wiederbelastung schon unter kleinerer Last als P kg und bei viel kürzerer Belastungszeit als zuletzt bei C, lassen vermuten, daß der elastische Kurvenzug CD an seinen Enden durch unübersehbare Nachwirkungen veränderlich ausfallen kann.

Es wurden diese Verhältnisse an den Kurvenzügen der Abb. 1b näher untersucht. Das plastische Spannungs-Dehnungsdiagramm $B'C$ (5% Reckung) wurde nach nicht genügender Auswirkung der Last $P = 2350$ kg bei C durch Ent- und Belastungen zunächst in die Schleifen I und II übergeführt. Die Belastungsgeschwindigkeit des Schleifenzuges betrug 200 kg/min. Bei F wurde die Probe einer längeren Auswirkung der konstanten Last P unterworfen. Die dabei auftretende Nachreckung $C'FG$ (C' liege senkrecht unter C) wurde in einem Zeit-Dehnungsbild (Abb. 1c) Kurvenzug II) zur Darstellung gebracht. Hier sind die entsprechenden Buchstaben- und Zahlenbezeichnungen wie in Abb. 1b gewählt. Derselbe Vorgang wurde noch zweimal wiederholt (Kurve III, IV und V, VI in Abb. 1b), wobei die Probe um $G'KL$ bzw. $L'OR$ weiterreckte. Die entsprechenden Zeiten für die Nachreckungen sind wiederum aus den Kurven IV und VI in Abb. 1c zu entnehmen. Die jedesmaligen Nachreckungen, die unter einer geringeren Last als

[1] Original: Meßtechnik Bd. 4, S. 231—236. 1928.
[2] Die Versuche sind noch nicht abgeschlossen.

Digitized by Google

$P = 2350$ kg entstanden ($C'F$; $G'K$; $L'O$), sind im Zeit-Dehnungsbild stark gezeichnet. Eine jede Entlastung erzeugt mithin einen unausgeglichenen Spannungszustand,

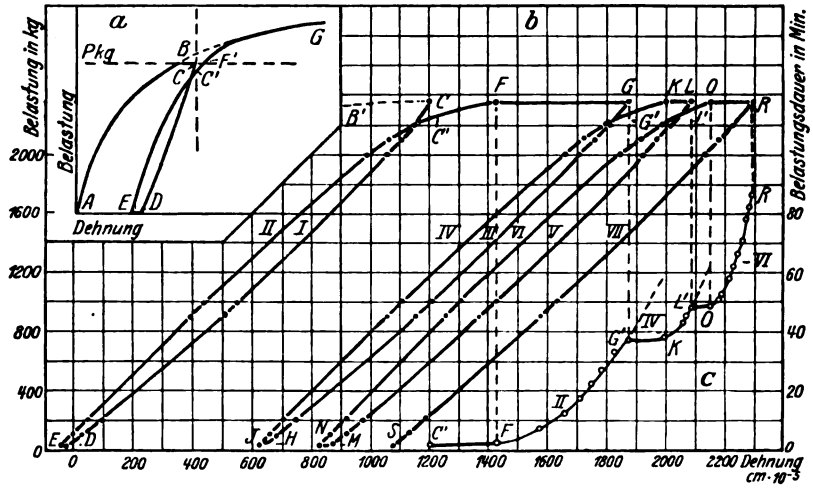


Abb. 1. Einfluß der Entlastungen auf den weiteren Dehnungsverlauf.

welcher beim Wiederbelasten die Weiterreckung dergestalt begünstigt, daß schon unter geringerer Last als P die Reckungen in auffallend kürzeren Zeitabschnitten erfolgen, als wenn die Entlastung gar nicht stattgefunden hätte[1].

Nach den Entlastungen waren die rückgängigen Nachreckungen DE, HJ (Abb. 1b) verhältnismäßig gering, der Ausgleich war schon nach 6 bzw. 12 Minuten so weit vorhanden, daß eine Störung des Versuchs nicht mehr stattfand. Die rückgängige Nachreckung MN, die während einer eintägigen Auswirkung auftrat, war zu $^8/_{10}$ ihres Wertes durch einen festgestellten Temperaturabfall erzeugt worden, sie wäre also ohne Temperatureinfluß auch so gering gewesen.

Für unsere Untersuchungen ist nun von Bedeutung, wie die Nachreckungen und Entlastungen auf die Größe der elastischen Dehnungen einwirken. Zu diesem Zweck wurden zur besseren Anschauung die Belastungskurven II, IV, VI aus der Abb. 1b in ihrem unteren Fußpunkte, alle Entlastungskurven I, III, V, VII in ihrem oberen Endpunkte in Abb. 2a bzw. 2b zusammenfallend dargestellt[2], und es zeigt sich:

Daß die Belastungskurven II, IV, VI in Abb. 2a in ihrem unteren Abschnitt (etwa 2 Drittel ihrer Höhe) sich vollständig decken, also die mehr oder weniger vollständige Auswirkung und die vorangehenden Entlastungen auf den unteren Teil der Kurve nicht von Einfluß sind. Die Abweichungen, auch die stärksten, infolge nicht genügender Auswirkung, beschränken sich nur auf das obere Drittel, da hier die schon beschriebenen Nachreckungen auftreten, die beim Entlasten Reste ergeben. Die Entlastungskurven I, II, V, VII decken sich in Abb. 2b unter dem Einfluß der Nachwirkungen nicht, insbesondere streuen I, III, V sehr, während V und VII schon nahe aneinandergerückt sind. Die Tangente im oberen Ende von VII verläuft parallel der Tangente im unteren Ende aller aufsteigender Kurven[1]. Es läßt sich daher der obere Teil der Kurve VII mit dem unteren Teil der Kurven II, IV, VI zur Deckung bringen, wenn Kurve VII umgekehrt in die Abb. 2a (gestrichelt) eingezeichnet wird.

Als wichtigstes Ergebnis dieser Untersuchung läßt sich zusammenfassen, daß auch die rückgängigen elastischen Werte, bei denen ja alle Reste ausgeschieden sind, sehr unübersehbar sind oder wegen zeitlicher Nachwirkungen zumindest sehr zeitraubend zu ermitteln sind, falls man mit der Belastung nicht genügend weit (etwa 1 Drittel) unterhalb der vorher erreichten maximalen Belastung (jeweilige Streckgrenze) im plastischen Dehnungsschaubild verbleibt.

Anders verhalten sich Schleifen, deren Höhe nur etwa 2 Drittel bis 3 Viertel der vorangegangenen maximalen Belastung beträgt. Sie sind geschlossen, d. h. die Entlastungskurve geht durch den Ausgangspunkt der Belastungskurve Abb. 2a. Die Gestalt der Entlastungskurve ist dadurch gekennzeichnet, daß die im oberen Umkehrpunkt an diese gelegte Tangente parallel der Tangente im Ausgangspunkt der Belastungskurve läuft.

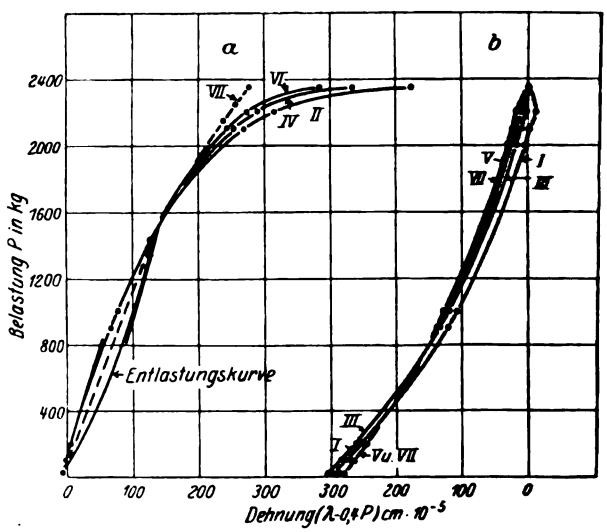


Abb. 2. Einfluß der zeitlichen Nachwirkung auf Ent- und Belastungskurven nach wiederholten Entlastungen.

Die vorangehende Untersuchung hatte den Zweck, diejenigen Belastungsbereiche zu ermitteln, innerhalb welcher für alle Reckgrade die elastischen Werte vergleichbar, also durch Nachwirkungen nicht gestört sind. Es wurde gefolgert, daß zur Ermittlung von α_0 (Dehnungs-

[1]) Vgl. S. Berliner: Über das Verhalten des Gußeisens bei langsamen Belastungswechseln. Leipzig 1906, Joh. Ambr. Barth. S. 51.

[2]) Es wurde hier eine Differenzendarstellung gewählt, bei welcher in Richtung der Abszissenachse $(\lambda - 0{,}4\,P)$ cm 10^{-5} aufgetragen wurde, um die sehr kleinen Unterschiede der einzelnen Kurven deutlich hervortreten zu lassen.

[1] Nach Körber und Rohland (Mitt. K. W. I., Düsseldorf, Bd. 5, S. 48. 1924) ist nicht die Tangente im oberen Umkehrpunkt parallel mit der Anfangstangente, sondern in einem tiefer liegenden Punkte „neutraler Spannung". Dies dürfte nur bei nicht völliger Auswirkung der Last der Fall sein.

Digitized by Google

zahl bei einer unendlich kleinen Anfangslast)[1] sowohl die Tangente im Fußpunkte als auch die mit ihr parallel verlaufenden Tangenten[2] in oberen Umkehrpunkten (falls die Schleifenbelastungen weniger als etwa 2 Drittel bis 3 Viertel der Recklast betragen) Verwendung finden können. Für höhere Belastungen (bei denen a aus der Sehne errechnet wird) konnten die rückgängigen elastischen Werte nur aus den Entlastungskurven von solchen Schleifen entnommen werden, deren Höhe in Richtung der Ordinate im Diagramm auch nur etwa 2 Drittel oder 3 Viertel der vorangehenden Recklast beträgt. Auf diese Weise wurden Nachwirkungseinflüsse ausgeschaltet. Es zeigten sich aber hin und wieder auch hier noch geringfügige plastische Reste infolge Liegenlassens der Probe in entlastetem Zustand nach der vorangehenden Reckung, die aber auf den Verlauf der Entlastungen wegen ihrer Geringfügigkeit keinen praktischen Einfluß ausübten. Diese wurden während des Versuchs nach Auswirkung der Last, was meist nur einige Minuten in Anspruch nahm, ausgeschieden.

Da bei der Anwendung von Feinmeßgerät die kleinen Dehnungsmessungen bei den beginnenden niedrigen Laststufen zu Ungenauigkeiten Anlaß geben, wurden zur Kontrolle und Mittelbildung die kleinen Entlastungsstufen an den Umkehrpunkten der Schleifen wegen der Parallelität der Tangenten mit herangezogen, und zwar wurden sowohl diese als auch die untersten Belastungswerte bei jeder neuen Laststufe ermittelt, so daß eine große Anzahl Werte zur Mittelbildung für die erste kleine Last vorhanden war.

Wir haben nunmehr die zeitliche Nachwirkung völlig ausgeschieden und erhalten durch Be- und Entlastung eine nach Abb. 2a in sich geschlossene Schleife, deren eingeschlossener Flächeninhalt dem Grade der Hysterese entspricht („Reine" Hysterese). Die Dehnungen sind also völlig umkehrbar, so daß trotz Hysterese vollständige Elastizität vorhanden ist.

2. Mit Hilfe dieser Feststellung läßt sich nun leicht ermitteln, wie sich die Krümmung der Dehnungskurve bei steigender Belastung quantitativ auf α auswirkt, und wie diese Verhältnisse wiederum sich bei verschiedenen Reckgraden ändern. Diese Frage ist wichtig, um überhaupt zu wissen, was man bei einem zu untersuchenden Stabe mißt, weil wir bei Spiegelmessungen praktisch auf höhere Versuchslasten angewiesen sind und um eine klare Definition der gemessenen Werte geben zu können.

36 Versuchsreihen bei 23 Reckgraden ergaben, daß α — immer im Bereich der „reinen" Hysterese festgestellt — stets linear mit der Spannung verlief[3], daß aber das Maß der linearen Zunahme von α bei abnehmender Hysterese geringer wurde[4]. Die Hysterese nahm ihrerseits mit zunehmender Reckung ab. Die Abnahme war bei noch kleinen Reckungen beträchtlich, bei größeren Reckungen geringer. Ebenfalls nahm die absolute Größe von α (gleiche Prüfspannung vorausgesetzt) bei kleinsten Rekkungen sehr stark zu, bei größeren aber wieder ab.

Die Einflüsse von Spannung, Reckung, Hysterese sind also immerhin noch so kompliziert, daß es sich empfiehlt, den aus verschiedenen, mit steigender Belastung gefundenen Versuchswerten extrapolierten Wert für die Spannung 0 zu ermitteln. Man hätte alsdann die Beeinflussung der Prüfspannung und Hysterese ausgeschieden und einen Elastizitätswert erhalten, welcher nur dem vorhandenen Reckgrad entspricht. Die Extrapolation wird durch die geradlinige Beziehung erleichtert. Dieser extrapolierte Wert müßte dann dem Wert nahekommen, der aus Erwägungen physikalischer Natur bei sehr kleinen Belastungen mit Hilfe anderer Meßmethoden ermittelt wurde (Kohlrausch, Grüneisen).

Die bisherigen Untersuchungen bezogen sich nur auf vorgereckte Proben, bei welchen wir trotz Hysterese wenigstens vollkommen rückgängige Dehnungswerte hatten. Aber wir stoßen auf neue Schwierigkeiten, wenn wir eine geglühte Probe zu untersuchen haben. Würden wir hier eine Vorbelastung vornehmen, so würden wir die elastischen Werte bei kleinster Reckung sofort erheblich verändern, was die Feststellung der eigentlichen Werte des Stoffes zur Unmöglichkeit macht. Es entsteht nun die Frage, ob es überhaupt möglich ist, den scheinbar ausgezeichneten Wert α_0 für den geglühten Stoff einwandfrei zu bestimmen; denn wir wissen, daß α_0 nur durch Extrapolation gefunden werden kann und daß die Versuchswerte, aus denen α_0 extrapoliert wird, unter Belastungen beobachtet werden, bei denen schon bleibende Reste auftreten. Und wir wissen weiter, daß schon nach den geringsten plastischen Verformungen α unverhältnismäßig schnell wächst, also immer zu groß ermittelt wird. Um eine sinngemäße Extrapolation zu ermöglichen, wurde folgendermaßen vorgegangen: Die geglühte Probe erhielt zunächst keinerlei Vorbelastung, jeder Belastungsstufe beim Versuch ging mithin nur die vorangehende Belastungsstufe voraus, die jedesmal geringer war als die eigentliche. Es entsprechen bei diesem Versuchsverfahren die Versuchswerte zwar nie dem geglühten Stoffe, sondern immer dem schon geringfügig durch die vorangehende Belastungsstufe gereckten Stoffe. Da aber unter diesen Bedingungen bei unendlich kleinen Lasten auch die vorangehende Vorlast, also auch die Reckung, unendlich klein ist, so strebt die gefundene α-Linie dem wirklichen α_0-Wert zu, d. h. die Extrapolation ergibt den richtigen Wert für α_0 des geglühten Stoffes.

3. Vom Standpunkt der Meßmethodik aus ist nun noch zu untersuchen, ob die elastischen Eigenschaften der unbelasteten Probe durch Lagern Veränderungen unterworfen sind, welche die Messungen beeinflussen oder stören könnten. Es wurde in Übereinstimmung mit den Bauschingerschen Versuchen (1881) gefunden, daß unmittelbar nach dem Recken ein solcher Einfluß immerhin so erheblich ist, daß zeitlich hintereinanderliegende Beobachtungen streuen. Es empfiehlt sich daher, nach dem Recken einen Tag mit der Ausführung der Messung zu warten. Man hat dann zwar nicht mehr den

[1] Dehnungszahl $\alpha = 1/E$ (nach v. Bach); E = Elastizitätsmodul. Die Dehnungszahl α gibt die Dehnung für die Spannungseinheit an, also $\alpha = \varepsilon/\sigma$, worin ε die Verlängerung der Längeneinheit bedeutet, also $\varepsilon = \lambda/l$ (λ = Längenänderung der Meßlänge l).

[2] Dies trifft nur bei gereckten, nicht aber, wie sich später herausstellte, bei gereckten und darauf getemperten Proben zu.

[3] Oberhalb dieses Gebietes nahm α, getrübt durch Nachwirkungen, mehr als proportional zu.

[4] W. Kuntze: Mitt. Materialpr.-Amt und dem K. W. I. für Metallforschung, Sonderheft 5, 1928; Z. Metallkunde, Heft 4, S. 145. 1928.

Digitized by Google

Zustand unmittelbarer Reckung, sondern einen geringen Alterungseinfluß, der aber unter genannten Umständen nur etwa 1 bis 2% Abnahme von α ausmacht und den man mit Rücksicht auf die bessere Meßmöglichkeit in Kauf nehmen muß. Hierdurch wiederauftretende bleibende Dehnungsreste können durch nicht zu hohe Vorbelastung ausgeschieden werden.

Wird der Alterungsprozeß künstlich durch Erwärmen bei geringen Temperaturen (die unter der Rekristallisationstemperatur liegen müssen) gefördert, so haben wir erheblich stärkere Einflüsse[1]. Wir haben alsdann, wie

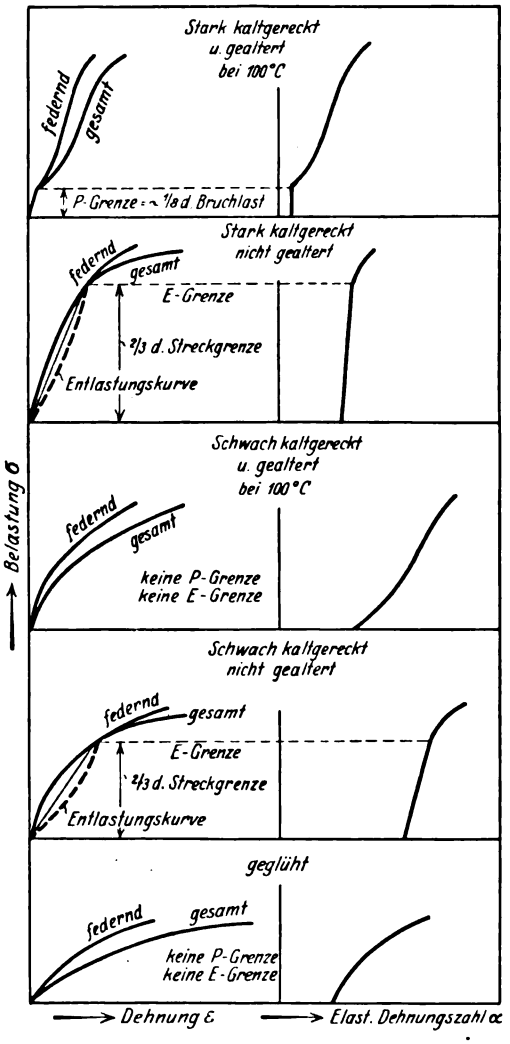


Abb. 3. Zusammenstellung von Kurven der Dehnungen und elastischen Dehnungszahlen verschieden vorbehandelter Zugstäbe.

die Versuche ergaben, nach kleinen Reckungen auch keine lineare Beziehungen zwischen α und σ mehr, was die Ermittlung der Extrapolationswerte zwar etwas erschwert, ihr aber nicht im Wege steht. Gehen größere Reckungen voran, so kann, wenigstens bis zu gewissen, nicht sehr hohen Belastungen, das Hookesche Gesetz Gültigkeit haben, d. h. α bleibt konstant und ε ist proportional σ.

[1] J. Muir: Recovery of Iron from Overstrain, Philos. Trans. Roy. Soc., London, Vol. 193. 1900; J. Muir: Tempering of Iron hardened by Overstrain, Philos. Trans. Roy. Soc., Vol. 198. 1902; J. A. van den Brock: The Effects of Cold-Working on the Elastic Properties of Steel. J. Iron Steel Inst. London May 1918.

Die Abb. 3 gibt zur Anschauung ein Schema der gefundenen ε- und α-Linien bei den verschiedenen bisher beschriebenen Zuständen. Die aus den α-Linien zu extrapolierenden α_0-Werte, sowie auch α-Werte, die bei gleichen Spannungen ermittelt wurden, sind in Abb. 4 ihrer Größenordnung nach wiedergegeben. Die Werte der bei 100°C gealterten Proben (Kurven t) liegen erheblich unter denjenigen der gereckten (Kurven r), jedoch hat bei geringem Reckgrad das Altern keine so erhebliche Einwirkung.

Der Einfluß des Kaltreckens zeigte sich innerhalb des Gebietes „reiner" Hysterese darin, daß

1. α_0 (oder α bei gleich hohen Belastungsspannungen) mit dem Reckgrade veränderlich wurde und vornehmlich zwischen 3% und 41% vorangegangener Reckung abnahm.

2. α mit der Belastungsspannung proportional aber je nach dem Grade der vorherigen plastischen Verformung verschieden stark anwuchs.

Diese beiden Erscheinungen a) die Verminderung von α mit der Verformung und b) die Vergrößerung mit der Spannung scheinen sich etwa nach Abb. 5 zu der Kurve c zu summieren, deren Gestalt den Versuchsergebnissen nach Abb. 4 entspricht. Diese Veränderlichkeit von α tritt nur in gleichzeitiger Verbindung mit Hysterese auf, die zuerst stärker als die Reckung, dann (von 3 bis 41% Reckung) etwa proportional der Reckung abnahm.

Wir haben es allem Anschein nach mit vorgetäuschten Elastizitätserscheinungen zu tun, sobald ein Stoff kalt gereckt worden ist. Ein gereckter Stab beherbergt verborgene Spannungen, die mit der Verformung naturgemäß zunehmen. Diese verborgenen Spannungen dürften den Anteil der Kurve b in Abb. 5 erzeugen. Die zunächst noch unübersehbar versteckten Spannungseinflüsse täuschen Elastizitätszahlen vor, die dem Stoffe eigentlich nicht entsprechen. Durch Anlassen[1] werden diese Spannungen beseitigt oder vermindert, ohne daß die Festigkeitseigenschaften leiden, und α wird um einen entsprechenden Anteil, den die beseitigten Spannungen hervorriefen, erniedrigt. Gleichzeitig gewinnt, wenigstens wenn eine große Reckung voranging, das Hookesche Gesetz für den neuen Zustand Gültigkeit, so daß die Annahme naheliegt, daß Hysterese durch verborgene Spannungen hervorgerufen wird, die ihrerseits ja nur bei plastischer Verformung entstehen. In der Tat wurden nach dem Anlassen bei 100° C durch erneutes, äußerst geringes Recken um 0,005% die Spannungen wieder hervorgerufen, und die Hysterese erschien sofort wieder. Aus dem Diagramm kann entnommen werden, daß das Hookesche Gesetz, wie aus der Kontinuität der Kurven hervorgeht, wahrscheinlich nur einen Grenzfall geringster Veränderlichkeit von α mit der Versuchsspannung darstellt.

Es erscheint somit in Frage gestellt, ob das ermittelte α gereckter und nicht gealteter Proben überhaupt einen Sinn hat, da die genannten zusätzlichen Veränderungen der eigentlichen Elastizitätswerte infolge innerer Span-

[1] E. Heyn: Mitt. Kgl. Materialpr.-Amt 1917; G. Masing und C. Haase: Wissensch. Ver. Siemens-Conz. Bd. 3, 2, S. 22—38. 1924.

Digitized by Google

nungen vorhanden sind. Das sind jedoch Fragen spezieller praktischer Erwägungen.

Zwei ausgezeichnete Werte fallen in Abb. 4 gewissermaßen als Sammelpunkte für eine Reihe von Kurven auf. Erstens, das α_0 des geglühten Stoffes, welcher weder ein Proportionalitätsgebiet, noch überhaupt ein elastisches Verhalten zeigt, und zweitens, das α eines bis zur Bruchlast gereckten und dann gealterten Stoffes, welcher Proportionalität, also bis zu einer bestimmten Belastungsgrenze reine Elastizität aufweist.

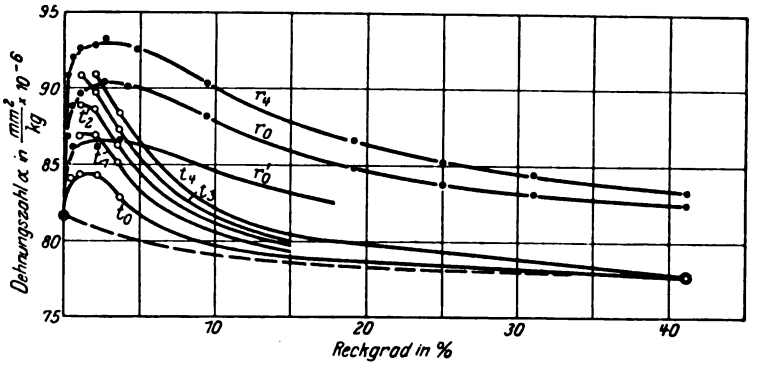


Abb. 4. Übersicht der Veränderlichkeit der elastischen Dehnungszahl α durch Recken und Altern. r gezogen, 400° geglüht, gereckt und 24 Stunden gelagert, r' 2,74% gereckt, 650° geglüht, gereckt und 24 Stunden gelagert, t gereckt und 24 Stunden bei 100° gealtert. Index 0 bis 4 = Versuchsspannung in kg/mm².

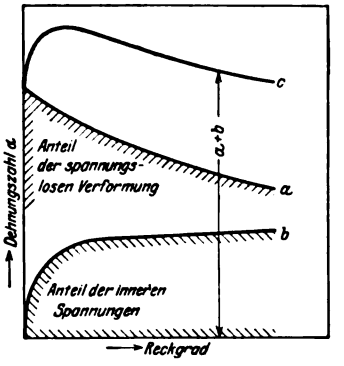


Abb. 5. Einfluß von spannungsloser Verformung und von inneren Spannungen auf die elastische Dehnungszahl α.

Die sinngemäß eingefügte Verbindungslinie beider Punkte (gestrichelt gezeichnet) dürfte die wahren Elastizitätseigenschaften des Kupfers kennzeichnen.

Zusammenfassung.

Es wird gezeigt, daß unmittelbare Messungen elastisches Werte mittels Spiegelapparate bei Kupfer, zwecks Ermittlung elastischer Kennziffern, keinen Erfolg versprechen, da eine Reihe von Erscheinungen auf die Werte veränderlich einwirkt.

Die elastische Nachwirkung tritt im Gebiet zu hoher Prüfbelastung auf und läßt sich durch geeignete Wahl der Belastungsgrenzen umgehen.

Die Hysterese, die gereckten Stoffen eigen ist, wirkt sich nicht nur in einer Veränderlichkeit elastischer Werte mit der Prüfbelastung an sich aus, sondern bei verschiedenen Reckgraden auch in einer absoluten Veränderung dieser Werte bei gleicher Prüfspannung.

Die Einflüsse der Prüfbelastung, also auch der Hysterese, lassen sich durch Extrapolation der Messungen auf einen Wert, der einer unendlich kleinen Last entspricht, eliminieren.

Der verbleibende Einfluß der Hysterese auf die Extrapolationswerte, welcher den beim Recken entstandenen inneren Spannungen zuzuschreiben ist, kann wenigstens bei stark gereckten Proben durch künstliches Altern (Anlassen) beseitigt werden, wodurch, innerhalb begrenzter Belastungshöhe das Hookesche Gesetz in Erscheinung tritt. Bei schwach gereckten Proben gelingt die völlige Beseitigung der inneren Spannungen durch künstliches Altern nicht.

Nur 2 Zustände können daher einwandfrei untersucht werden, weil sie keine störenden inneren Spannungen aufweisen: Erstens, die vollständig geglühte Probe in bezug auf den extrapolierten Wert für unendlich kleine Spannung. Zweitens die sehr stark gereckte und gealterte Probe, für die innerhalb eines geringen Belastungsgebietes das Hookesche Gesetz gilt. Die zwischen beiden Extremen liegenden wahren Werte, die durch Messung nicht genau zu fassen sind, liegen auf einer sinngemäß einzufügenden Verbindungslinie.

Der Bruch gekerbter Zugproben.

Von **W. Kuntze**[1].

Es ist bekannt, daß auch dehnbare Werkstoffe unter geeigneten Verhältnissen spröde Brüche aufweisen können. Die hierbei auftretende Festigkeit oder Trennkraft ist meist größer als die am Zugstabe unter üblichen Verhältnissen ermittelte Zugfestigkeit (σ_B). Für die Ermittlung dieser höchsten Trennkraft gibt es bisher weder ein gebräuchliches Verfahren, noch eine geeignete Probenform. Ludwik[2] tritt für ein Auseinanderhalten der Begriffe Zugfestigkeit und Reißfestigkeit ein und hat Zugproben, die mit Hilfe eines Sägeschnittes ringsum eingekerbt waren, benutzt, um das Wesen der Reißfestigkeit zu kennzeichnen. Auch in der vorliegenden Arbeit wurden ringsherum eingekerbte Zugproben von kreisrundem Querschnitt verwendet, um einen möglichst reinen Trennungsbruch zu erzeugen.

Es war beabsichtigt, mit sehr scharfer Kerbform und durch gesteigerte Einkerbungstiefe eine möglichst große Dehnungsverhinderung zu erreichen und den Grenzwert vollkommener Dehnungsverhinderung durch Extrapolation zu erfassen. Das Gebiet zwischen diesem Grenzfall der Bruchfestigkeit und der üblichen Bruchfestigkeit des Zugstabes gibt alsdann die gesamte Veränderungsmöglichkeit der Zugfestigkeit durch Gestaltsänderungen an.

[1] Original: Arch. Eisenhüttenwes. Bd. 2, S. 109—117. 1928/29.

[2] Ludwik: Z. V. d. I. Bd. 70, S. 379—386. 1926; Bd. 71, S. 1532—1538. 1927.

Digitized by Google

Probenform und Begriffsbestimmung der Trennfestigkeit.

Was die Formgebung der Einkerbung betrifft, so kamen für die Versuche nur symmetrische Formen in Betracht, und es schieden solche Kerben von vornherein aus, die an ihrer tiefsten Stelle eine Abrundung aufweisen, weil bei solchen Formen immer noch ein erhebliches Stabvolumen die Möglichkeit der Formänderung besitzt und das Kennzeichnende der Kerbwirkung verwischt wird. Man würde bei solchen Formen Übergänge zwischen den Ergebnissen des gewöhnlichen Zugversuches und einer ausschließlichen Kerbwirkung erhalten. Zudem sind sie nach ihrer Wirkungsart schwer begrifflich zu erfassen. Es wurden daher nur Kerben ohne Abrundung benutzt, d. h. solche, die im Profil winkelförmig sind. Diese Einkerbungen ließen sich unter Verwendung guter Drehstähle und bei ständiger Nachprüfung unter dem Mikroskop genau genug herstellen[1].

Für die Beurteilung der Auswirkung der Kerbwinkelgröße — ob stumpf oder spitz — auf die Kerbfestigkeit konnten die Versuche von Ludwik und Scheu[2] an

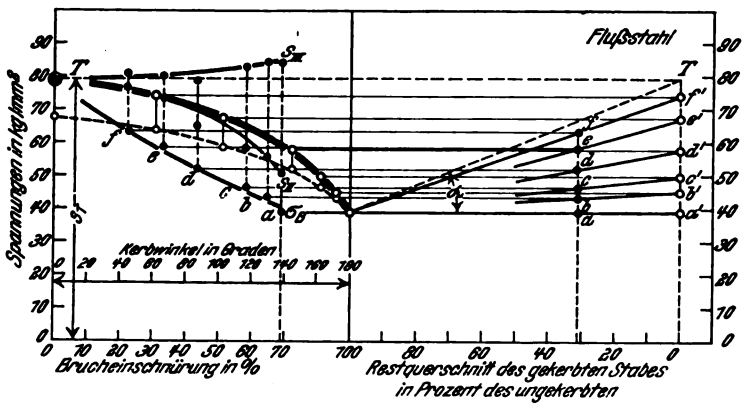


Abb. 1. Ermittlung der Trennfestigkeit s_T.

weichem Flußstahl ausgewertet werden. Es blieb mithin nur noch der Einfluß der Kerbtiefe bei gleichem Kerbwinkel zu untersuchen, und da dieser Einfluß sehr deutlich hervortrat, indem nämlich mit abnehmender Fläche des nach dem Eindrehen des Kerbes verbleibenden Restquerschnittes die auf diesen Querschnitt bezogene Festigkeit linear zunahm[3], so ließ sich auf Grund dieses Gesetzes und mit Hilfe der Versuche von Ludwik und Scheu mit verschieden scharfen Kerbwinkeln eine Festlegung des Begriffes derjenigen Trennkraft finden, die bei vollkommener mechanischer Dehnungsverhinderung auftritt. Abb. 1 möge dies erläutern.

Es bedeuten im folgenden sowohl für gekerbte als auch ungekerbte Zugstäbe:

σ_B die übliche auf den Ausgangsquerschnitt F_0 bezogene Zugfestigkeit;

s die wirkliche auf den jeweiligen Querschnitt F bezogene Spannung;

s_T die Trennfestigkeit;

0 den Index für den ungereckten Zustand;

I den Index für den Zustand der ersten bleibenden Dehnungen[1];

II den Index für den Zustand der Höchstlast (Zugfestigkeit)[1];

III den Index für den Zustand des Zerreißens (im Fließkegel)[1];

ψ die gesamte Brucheinschnürung in Prozent des Ausgangsquerschnitts F_0;

ψ_B die unter der Höchstlast erreichte Querschnittsverminderung (Gleichmaßverformung) in Prozent von F_0;

$\psi' = \frac{100(\psi - \psi_B)}{100 - \psi_B}$ die Fließkegeleinschnürung in Prozent des unter der Höchstlast erreichten Querschnittes F_{II};

δ_B die unter der Höchstlast erreichte Längsdehnung (Gleichmaßdehnung) in Prozent;

Ψ den Reckgrad bzw. Ziehgrad in Prozent des Ausgangsquerschnittes F_0;

Δ den Reckgrad in Prozent der ursprünglichen Länge.

Im linken Abschnitt des Schaubildes (Abb. 1) wurden die den Versuchen von Ludwik und Scheu entnommenen üblichen Zugfestigkeiten σ_B, die hinzugehörigen wirklichen, d. h. auf den jeweiligen Querschnitt bezogenen Spannungen s_{II} und die Reißfestigkeiten s_{III}, d. h. die wirklichen Spannungen im Augenblick der Trennung beider Stabhälften beim Zerreißen, in Beziehung zur Brucheinschnürung an der engsten Stelle der von den Verfassern mit *a* bis *f* bezeichneten Stabformen (mit immer schärferem Kerb) aufgetragen. Durch Extrapolation der drei Kurven σ_B, s_{II} und s_{III} bis zur Einschnürung 0 erhält man den gemeinsamen Schnittpunkt T, in dem die Spannungen σ_B, s_{II} und s_{III} zusammenfallen müssen. Die gestrichelte Kurve zeigt außerdem die Zunahme der Zugfestigkeit σ_B in Abhängigkeit von der Schärfe des Kerbwinkels zwischen den Grenzfällen von 180 (zylindrischer Zugstab) und 0° (unendlich scharfer Kerb).

Im rechten Abschnitt des Schaubildes wurde die in dieser Arbeit noch eingehend behandelte lineare Beziehung zwischen der Zugfestigkeit σ_B eingekerbter Proben und deren Kerbtiefe (als Restquerschnitt ausgedrückt) verwertet, um die σ_B-Werte von Ludwik und Scheu (für die Stabformen *b* bis *f*), die alle bei gleicher Kerbtiefe (31% verbleibenden Querschnitts) ermittelt wurden, auf die gedachte größtmögliche Kerbtiefe beim Querschnitt 0 zu extrapolieren. Die so ermittelten Werte *b'*, *c'*, *d'*, *e'*, und *f'*[2] ergaben im linken Abschnitt

[1] Herrn Barghoorn danke ich auch an dieser Stelle für seine Bemühungen gelegentlich der sehr sorgfältigen Probenherstellung, die insbesondere bei weichen Stoffen auf Schwierigkeiten stößt.

[2] Ludwik und Scheu: Stahleisen Bd. 43, S. 999—1001. 1923.

[3] W. Kuntze: Mitt. Materialprüf. 1926, S. 54—56. — Diese Beziehung ist schon von Martens ausgesprochen worden: Z. V. d. I. Bd. 45, S. 805—812. 1901. Vgl. ferner M. Rudeloff: Stahleisen Bd. 22, S. 374—380. 1902.

[1] Nach W. v. Moellendorff: Z. V. d. I. Bd. 57, S. 1014 bis 1020. 1913.

[2] Während *b* bis *e* Winkelkerben sind, ist *f* die Einkerbung in Sägeschnittform von 0,5 mm Breite. Diese Form fügt sich bei einer Abszissenlänge von 60° in die Kurve ein. Demnach würde dieser Sägeschnitt in seiner Wirkung einem Winkelkerb von 60° entsprechen. Stabform *a* besitzt keine Einkerbung, entspricht also dem gewöhnlichen Zugstabe.

Digitized by Google

über den entsprechenden Kerbwinkeln aufgetragen die stark ausgezogene Kurve, die ebenfalls in den Punkt T einmündet.

Mithin ist die Spannung s_T bei T (Abb. 1) diejenige Festigkeit, die unter vollkommener Dehnungsbehinderung bei der denkbar größten Kerbschärfe und zugleich -tiefe eintritt, und die bei Ausschluß der Dehnung naturgemäß mit den Spannungen σ_B, s_{II} und s_{III}[1] zusammenfallen muß. Diese Spannung s_T werde mit Trennfestigkeit bezeichnet.

Bei den folgenden Versuchen mit Kerben von wechselnder Tiefe genügte also zwecks Extrapolation die Feststellung der Zugfestigkeit σ_B der Kerbproben, ohne die jeweiligen Querschnittes oder gar die Reißfestigkeit ermitteln zu müssen. Es wurde mit einem einheitlichen Kerbwinkel von 60° gearbeitet, um die Schwierigkeiten der Herstellung verschiedener Kerbwinkel zu umgehen und um die Versuchszahl abzukürzen. Die Proben wurden lediglich verschieden tief eingekerbt. Man kommt bei einem Winkel von 60° mit der Extrapolation sehr nahe an die Trennfestigkeit s_T heran. Wie aus Abb. 1 zu ersehen ist, beträgt $s_T = 79$ kg/qmm, und bei einem Winkel von 60° ist die Zugfestigkeit = 74 kg/qmm, d. i. 94% der Trennfestigkeit s_T für das in Abb. 1 gegebene Beispiel. Bei weicheren Stoffen als Eisen sowie bei spröderen ist der Unterschied noch geringer, weil die Zugfestigkeit σ_B weniger zunimmt, wie im folgenden gezeigt werden wird. Der hier angewendete Kerbwinkel von 60° dürfte sonach aus rein praktischen Gründen zunächst genügen, um die weitere Aufgabe dieser Arbeit zu erfüllen, nämlich an möglichst verschiedenartigen Stoffen die Veränderlichkeit der Trennfestigkeit mit verschiedenen, am gewöhnlichen Zugstabe gefundenen Stoffeigenschaften, insbesondere der Festigkeit und Dehnbarkeit, festzustellen und so ein anschauliches Bild vom Wesen dieser höchsten Trennkraft zu erhalten.

Der geradlinige Anstieg der Festigkeit mit abnehmendem Restquerschnitt ließ sich je nach der Eigenart des Stoffes praktisch meist nur bis zu einer Einkerbung von etwa 30% verbleibenden Querschnitts ermitteln, da bei noch tieferen Kerben die Probe so empfindlich wurde, daß auftretende Störungen, sei es schon bei der Herstellung der Probe oder beim Zerreißversuch, sich im Sinne abnehmender Festigkeit bemerkbar machten. Wie aber schon bei den erwähnten früheren Versuchen festgestellt wurde, läßt sich bei sehr großen Proben unter sorgfältiger Vermeidung der Störungen die Gerade noch wesentlich weiter festlegen. Auch sind manche Stoffe in dieser Hinsicht weniger empfindlich als andere. Beispielsweise war für Magnesium und Duralumin bei nur 10% Restquerschnitt die Gerade noch vorhanden. Die Neigung der Geraden, die ein Maß für die Zunahme der Festigkeit des jeweiligen Stoffes mit der Kerbtiefe darstellt, ergibt sich aus der Beziehung $\operatorname{tg}\alpha = \frac{s_T - \sigma_B}{100}$, worin s_T und σ_B die Festigkeitsgrenzwerte bei denkbar größter und kleinster Kerbtiefe sind.

[1] Auffallend ist zunächst, daß die Zerreißfestigkeiten (s_{III}) für die Stabformen a, b und c größer sind als die Trennfestigkeit s_T. Dies liegt daran, daß bei nicht vollkommen scharfer und tiefer Einkerbung und besonders beim gewöhnlichen Zugversuch noch erhebliche plastische Dehnungen auftreten können, bevor der Stab reißt und die Trennfestigkeit bei vorangegangener plastischer Dehnung zunimmt, was später an Hand von Versuchen gezeigt werden wird.

Veränderlichkeit der Trennfestigkeit mit der Verformung und Vergütung.

Während die Veränderlichkeit der üblichen Zugfestigkeit mit der plastischen Verformung und der Vergütung des Werkstoffes allgemein bekannt sein dürfte, sei hier die Veränderlichkeit der Trennfestigkeit s_T durch diese Behandlungen, wenn auch nicht sogleich erschöpfend, behandelt.

Die Trennfestigkeit verhält sich anders als die Zugfestigkeit. Sie hat die Eigenart, in spröden (stark abgeschreckten) sowohl als auch in weichen (geglühten) Zuständen die kleineren Werte aufzuweisen, während Zwischenzustände größere Werte und plastische Verformungen noch erheblich größere Werte hervorbringen[1]. Dies sei an Hand der Versuchsergebnisse des weiteren erläutert.

In Abb. 2 unten sind die Ergebnisse von spröden Stoffen zusammengestellt, die durch ihre geringe Brucheinschnürung gekennzeichnet sind. (Die durch Nummern bezeichneten Proben sind in Zahlentafel 1 näher erläutert.) Die Linien verlaufen entweder fast parallel zur Abszisse oder sind nur schwach hierzu geneigt ($\sphericalangle \alpha$ sehr klein), d. h. die Trennfestigkeit ist etwa gleich σ_B oder nicht wesentlich größer. Abb. 2 zeigt in der Mitte sehr dehnbare (geglühte) Stoffe, deren Gerade etwas mehr geneigt sind. Vergleicht man die Neigungen der Geraden sowohl spröder als auch der dehnbaren (geglühten) Stoffe mit denjenigen sowohl gereckten als auch abgeschreckten Flußstahles in Abb. 2 oben, so fällt die größere Steilheit der letzteren auf; sie besitzen also eine größere Trennfestigkeit. Hiernach verhalten sich die verschiedenartigen Metalle im allgemeinen wesensgleich. Es ist aber nicht möglich, ihre Trennfestigkeiten zahlenmäßig nach dem Grade ihrer Sprödigkeit oder Dehnbarkeit (also etwa nach der Brucheinschnürung) einzuordnen, weil sie sich in der quantitativen Einwirkung auf s_T oder α sehr unterscheiden. Bei Stoffen derselben chemischen Zusammensetzung wird das Bild indessen anschaulicher. Abb. 3 zeigt in der Mitte Kupfer, das in der Prüfmaschine in verschiedenem Maße gedehnt und alsdann den Kerbversuchen unterworfen wurde. Abb. 3 unten stellt die Kerbwirkung an (in der Düse) gezogenem Kupfer dar. Trägt man nun die erhaltenen Grenzwerte s_T in einem Achsenkreuz mit den Koordinaten Trennfestigkeit und Dehnung bzw. Ziehgrad auf, so erhält man wieder eine geradlinige Beziehung, die bei Kupfer für die Maschinendehnung eine etwas geringere Neigung aufweist als für den Ziehvorgang. Eine zunächst gezogene und dann weiter gedehnte Probe ergibt in diesem Schaubild daher einen Knick (Abb. 4).

Die Trennfestigkeit s_T wächst mithin linear mit dem Reckgrad und Ziehgrad (auf den Quer-

[1] G. Masing und M. Polanyi: Z. Phys. Bd. 28, S. 169 bis 176. 1924; E. Schmid: Z. Phys. Bd. 32, S. 918—921. 1925; G. Sachs: Z. Metallkunde Bd. 17, S. 187—193. 1925.

Digitized by Google

schnitt bezogen), und zwar für Kupfer mit dem Ziehgrad etwas mehr als mit dem Reckgrad.

Bei kohlenstoffarmem Flußstahl (0,16% C) wurden außerdem auch Kerbproben, die dem engsten Teil des

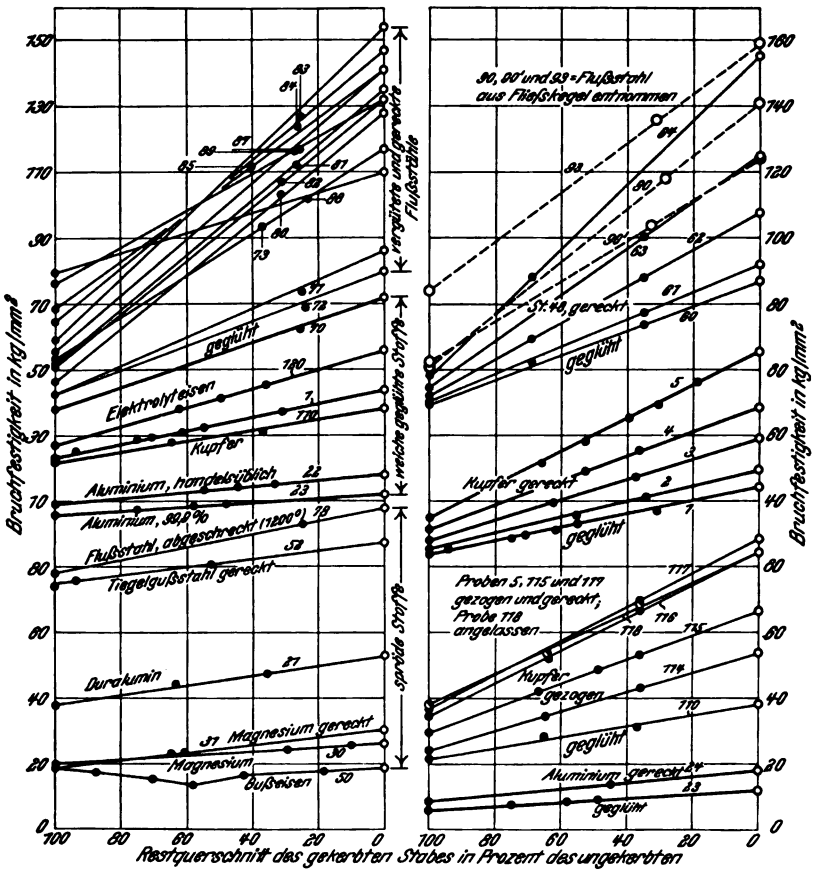


Abb. 2 und 3. Bruchfestigkeit eingekerbter Zugproben verschiedener Werkstoffe bei veränderlicher Kerbtiefe.

Abb. 4 zeigt dieselben Verhältnisse auch an gerecktem Brückenbaustahl (St 48) und anderen Stoffen. Im Vergleich zu Kupfer steigt die absolute Trennfestigkeit bei festeren Stoffen erheblich mehr mit dem Reckgrad an,

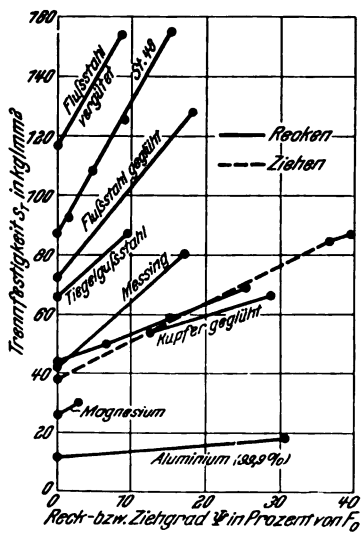


Abb. 4. Zunahme der Trennfestigkeit mit dem Reck- und Ziehgrad bei verschiedenen Werkstoffen.

bei weniger festen entsprechend weniger. s_{T0} und s_{TII} sollen im folgenden die Trennfestigkeit des ungereckten bzw. des bis zur Höchstlast gereckten Stoffes bezeichnen.

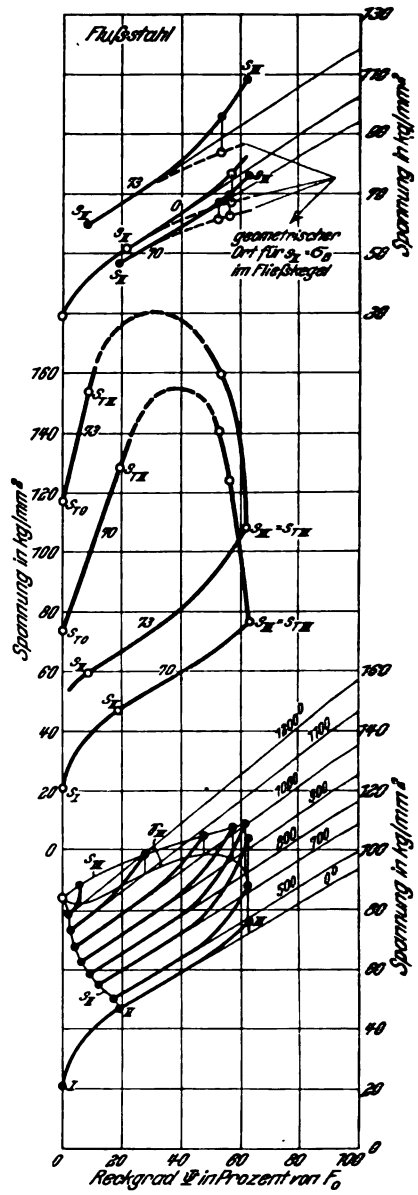


Abb. 5. Schaubilder der wirklichen Spannungen und der Trennfestigkeiten für Flußstahl.

Fließkegels entnommen waren, untersucht, um festzustellen, ob das über die Höchstlast hinaus verformte Eisen eine entsprechend höhere Trennfestigkeit besitzt. Zur Ermittlung derselben in der bisherigen Weise ist aber die Kenntnis von σ_B für diesen gereckten Zustand, d. h. der Zugfestigkeit eines zylindrischen Stabes, der aus dem Fließkegel entnommen ist, erforderlich. Derartige Versuche wurden schon früher an weichem Flußstahl[1] vorgenommen und gefunden, daß σ_B auch noch infolge der Fließkegelreckung zunimmt. In Abb. 5 oben veranschaulichen die gestrichelten Kurven das Anwachsen von $s_{II} = \sigma_B$ mit der fortschreitenden Fließkegelbildung. Bei den erwähnten früheren Versuchen (Kurve 0) wurde bei Erreichen einer wirklichen Spannung von 76 kg/qmm (im Spannungs-Dehnungs-Schaubild) ein entsprechendes s_{II} von 67 kg/qmm ermittelt. Für den vorliegenden ver-

[1] W. Kuntze: Mitt. Materialpr. Bd. 42, S. 30/31. 1924.

Digitized by Google

Zahlentafel 1. Übersicht über die untersuchten Werkstoffe und die Versuchsergebnisse.

Probe Nr.	Werkstoff	Zustand	Kennziffern des Zugversuchs							des Kerbzugversuchs		
			σ_B	s_{II}	s_{III}	$\mathfrak{S}_{III}$*	ψ_B	ψ	ψ'**	s_T	$100 \cdot \operatorname{tg} \alpha$	$\frac{s_T}{\sigma_B}$
			kg/mm²				%			kg/mm²		
1	Kupfer	400° geglüht (8 mm ⌀)	23,7	31,9	51,0	52	25,6	72,6	63,2	44	20,3	1,86
2		7% gereckt	25,4				20,4	71,1		49,5	24,1	1,95
3		18% gereckt	28,0				12,1	68,3		59	31,0	2,11
4		34,4% gereckt (Höchstlast)	31,9				0	63,2		69	37,1	2,16
5		hartgezogen und gereckt	34,8	35,3	59,0	57	1,4	63,3	62,8	85	50,7	2,46
7		Anlieferung (30 mm ⌀)	28,0	34,1	57,0	57	20,7	75,0	68,5	59	31,0	2,11
110		650° geglüht	21,9	29,7	35,0	48	26,2	72,2	62,4	38	16,1	1,73
114		halbhart gezogen	23,9	29,5	46,0	45	19,0	62,0	53,0	54	30,1	2,26
115		desgl. und bis Höchstl. gereckt	29,5	29,5	46,0	45	0	53,0	53,0	66,5	37,0	2,25
116		hartgezogen	34,9	36,8	52,0	59	5,0	63,0	61,0	84,5	49,6	2,42
117		desgl. und bis Höchstl. gereckt	36,8	36,8	52,0	59	0	61,0	61,0	89	52,2	2,36
118		wie 117 u. auf 200° angelassen	37,9	38,0	38,0	62	0,5	62,7	62,5	85	47,1	2,42
20	Duralumin	350° geglüht	34,3	36,5	50,4	61	6,0	47,1	43,7	56	20,7	1,63
21		Anlieferung	37,5	37,9	38,5	39	1,1	2,6	1,5	53	15,5	1,41
22	Reinaluminium, handelsüblich	350° geglüht	9,2	11,8	5,5	21	22,3	81,0	75,5	18	8,8	1,96
23	desgl. 99,9%	350° geglüht	5,8	8,3	79,6	16,5	30,6	97,5	96,5	12	6,2	2.09
24		desgl. u. bis Höchstlast gereckt	8,3	8,3	79,6	16,5	0	96,5	96,5	18	9,7	2,17
70	Flußstahl	1000° geglüht	38,0	46,9	76,0	73	19,1	63,5	54,9	72	34,0	1,90
71		Anlieferung	42,5	51,7	79,0	78	18,0	60,5	51,8	86	45,0	2,02
72		desgl. u. auf 430° angelassen	42,3	51,3	93,0	76	18,0	57,0	47,6	80	37,7	1,89
73		800° abgeschreckt	54,2	59,3	108,0	92	8,6	62,0	58,4	117	62,8	2,16
74		1000° abgeschreckt	61,0	64,2	102,0	93	4,9	49,4	46,8	—	—	—
75		1050° abgeschreckt	66,0	68,7	87,7	92	3,7	39,0	36,7	—	—	—
77		1150° abgeschreckt	75,7	76,7	84,0	90	1,2	18,0	17,0	—	—	—
78		1200° abgeschreckt	78,7	79,7	88,8	84	1,2	6,0	5,0	98	19,3	1,25
79		1000° abgeschr. u. a. 500° angel.	50,2	55,6	93,0	88	9,7	62,0	58,0	—	—	—
80		wie 70 bis 79 und bis zur Höchstlast gereckt	46,9	46,9	76,0	73	0	54,9	54,9	128	81,4	2,73
81			51,7	51,7	79,0	78	0	51,8	51,8	135	83,3	2,61
82			51,3	51,3	70,3	76	0	47,6	47,6	132	80,7	2,55
83			59,3	59,3	108,0	92	0	58,4	58,4	154	94,7	2,60
84			64,7	64,7	102,0	93	0	46,8	46,8	147	82,3	2,27
85			68,7	68,7	87,7	92	0	36,7	36,7	141	72,3	2,06
87			76,7	76,7	84,0	90	0	17,0	17,0	132	55,3	1,72
88			79,7	79,7	88,8	84	0	5,0	5,0	110	30,3	1,38
89			55,6	55,6	93,0	88	0	58,0	58,0	141	85,4	2,54
90		wie 70 und 73 und bis in den Fließkegel gereckt	61,0	61,0	—	—	0	—	—	141	80,0	2,31
90*			62,5	62,5						124	61,5	1,98
93			84,0	84,0	—	—	0	—	—	159	75,0	1,89
60	Baustahl St 48	Anlieferung	49,6	58,0	85,2	87	15,3	57,9	50,3	87	37,4	1,75
61		1,5% gereckt	50,4				14,2	57,4		92	41,6	1,83
62		5% gereckt	52,1				11,5	56,2		108	55,9	2,07
63		10% gereckt	54,6				7.4	54,3		125	70,4	2,29
64		18% gereckt (Höchstlast)	58,0				0	50,3		155	97,0	2,68
50	Gußeisen	Anlieferung	19,2	19,2	19,2	19	0	0	0	19	—0,2	0,99
51	Tiegelgußstahl	Anlieferung	67,3	74,5	77,5	78	9,6	13,2	4,0	(66)	—1,3	0,98
52		bis Höchstlast gereckt	74,5	74,5	77,5	78	0	4,0	4,0	87	2,5	1,17
120	Elektrolyteisen	930° geglüht	27,0	33,8	17,0	57	20,1	75,6	69,5	56	29,0	2,07
30	Magnesium	Anlieferung	20,0	20,7	20,7	21	3,2	3,2	0	26	6,0	1,30
31		bis Höchstlast gereckt	19,4	19,4	19,4	19	0	0	0	30	11,0	1,58
40	Messing	Anlieferung	43,3	50,6	67,8	65	14,4	38,6	28,2	73	29,7	1,68
41		Anlieferung	55,0	62,6	78,0	78	12,2	34,2	25,0	77	22,0	1,40
42		200° angelassen	51,8	63,1	77,8	78	17,8	38,1	24,6	(77)	25,2	1,49
43		550° geglüht	45,6	58,7	68,1	71	22,3	37,7	19,7	(42)	—3,6	0,92
43*		desgl. (aus dickerer Stange)	43,8	53,0	62,9	62	17,3	30,3	15,7	(42)	—1,8	0,96
44		wie 43* u. bis Höchstl. gereckt	53,0	53,0	62,9	62	0	15,7	15,7	80	27,0	1,51

* $\mathfrak{S}_{III} = s_{II}\left(1 + \frac{\psi - \psi_B}{100 - \psi_B}\right)$. ** $\psi' = \frac{100\,(\psi - \psi_B)}{100 - \psi_B}$.

Digitized by Google

güteten und geglühten Flußstahl (Probe 73 und 70) wurde der Verlauf von s_{II} entsprechend Kurve 0 gestrichelt in die Spannungs-Dehnungs-Schaubilder eingezeichnet und für die zu prüfenden Fließkegel entsprechend deren gerade erreichter Einschnürung von 54% bei Probe 73 sowie 53 und 56,8% bei Probe 70 die Werte $s_{II} = 84$ bzw. 61 und 62,5 kg/qmm abgegriffen. Diese Werte sind dann $= \sigma_B$, weil die dem Fließkegel entnommenen Stäbe sich bis zur Höchstlast nicht mehr dehnen, also keine Gleichmaßdehnung mehr vorhanden ist. Die nun in Abb. 3 für die eingeschnürten Proben 93, 90 und 90′ ermittelten Trennfestigkeiten ergaben sich zu 159, 141 und 124 kg/qmm. Die Veränderung von s_T mit dem Reckgrad Ψ ist in Abb. 5 in der Mitte graphisch dargestellt.

Die Trennfestigkeit, die mit der Reckung bis zur Höchstlast (Zustand II) erheblich zunahm, wird durch „banale“[1] Schubvorgänge, wie sie im Fießkegel auftreten, nicht mehr gefördert, sondern sogar erheblich herabgemindert. In der Tat gaben Stichversuche mit schräg unter 45° zur Zugachse eingekerbten Proben, bei denen eine vorzeitige „banale“ Abschiebung künstlich hervorgerufen wurde, eine Verringerung der Trennfestigkeit.

Außer den Reckeinflüssen wurde auch die Einwirkung der Vergütung auf die Trennfestigkeit an dem genannten Flußstahl untersucht[2]. In Abb. 6 sind die am Zugstabe ermittelten Werte

$$\sigma_B,\ s_{II},\ \psi_B,\ \psi,\ \psi' = \frac{100\,(\psi - \psi'_B)}{100 - \psi_B},$$

$$s_{III},\ \mathfrak{S}_{III} = s_{II}\left(1 + \frac{\psi - \psi'_B}{100 - \psi_B}\right)^{*}$$

und die an Kerbzugproben ermittelten Trennfestigkeiten s_{T0} und s_{TII} in Abhängigkeit von der Abschrecktemperatur aufgetragen. Versuchswerte lagen für den geglühten Stoff und für die Abschreckungstemperaturen 800 bis 1200° vor. Zwischen 0 und 800° konnten die Linien für σ_B (Zugfestigkeit) und s_{II} (wirkliche Spannung) sowie ψ_B (Gleichmaßverformung) erfahrungsgemäß leicht eingezeichnet werden. Als Anhaltspunkt hierfür dienten die Versuche von G. Welter[3], der für Flußstahl fand, daß bei Abschrecktemperaturen von 0 bis 600° nur ein geringer Anstieg von σ_B und Abfall der Dehnung vorhanden ist. Die Welterschen Linien für σ_B und δ (Bruchdehnung) wurden gestrichelt zum Vergleich eingezeichnet. Da die Brucheinschnürung ψ zwischen 0 und 800° keine wesentliche Veränderung aufwies, konnte nunmehr der hieraus errechnete Wert für die Zerreißfestigkeit $\mathfrak{S}_{III}$ eingezeichnet werden und in Anlehnung hieran auch die Lage für die wirkliche Zerreißfestigkeit s_{III} und die Trennfestigkeiten s_{T0} und s_{TII} zwischen die bekannten Werte für 0 und 800° eingefügt werden.

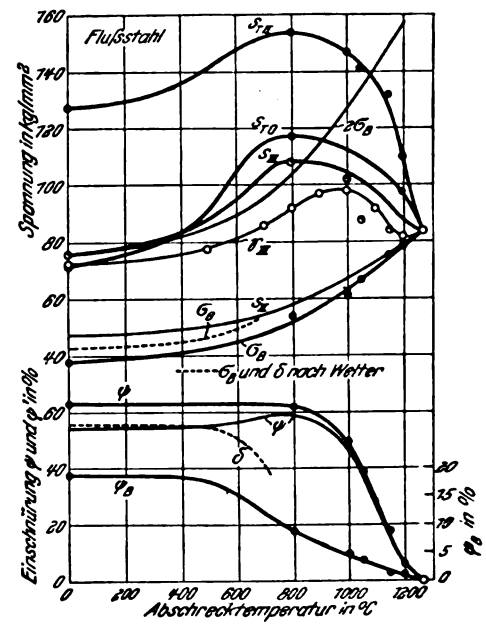


Abb. 6. Festigkeits- und Dehnungswerte von abgeschrecktem Flußstahl.

Aus den auf diese Weise sinngemäß vervollständigten Schaubildern erkennt man, wie schon zu Beginn dieses Abschnittes mitgeteilt wurde, einen Höchstwert der Trennfestigkeit bei mittleren Dehnungs- und Festigkeitswerten[1]. Die Lage dieses Höchstwertes entspricht der Abschrecktemperatur von 770°, liegt also im Gebiet des Überganges zum γ-Eisen. Hier liegt demnach der günstigste Vergütungszustand vor. Dieser zeigt auch in den Spannungskurven (Abb. 5 unten) einen Höchstwert der Aufbiegung, also des Wertes $s_{III} - \mathfrak{S}_{III}$.

Durch Anlassen wird die Trennfestigkeit etwas herabgedrückt, wie ein Vergleich der Proben 72 mit 71 und 89 mit 84 zeigt. Dasselbe war auch bei Kupfer der Fall (vgl. Probe 118 mit 117).

Gegenüberstellung der Trennfestigkeit mit den Kennziffern des Zugversuches.

An dem Beispiel für Flußstahl wurde gezeigt, daß die Trennfestigkeit s_T bei spröden Zuständen einerseits und plastischen Zuständen andererseits die kleineren Werte besitzt, und daß dieselbe durch Vergüten und mehr noch durch Recken erheblich erhöht werden kann. Das Bild der Veränderlichkeit der Trennfestigkeit s_T gewinnt an

[1] In Anlehnung an W. v. Moellendorff u. Czochralski: Z. V. d. I. Bd. 57, S. 1014—1020, insbes. S. 1016. 1913.

[2] Da bei diesen Kerbproben, die schon im Jahre 1922 geprüft und deren Ergebnisse zu dieser Arbeit mit herangezogen wurden, die Kerbtiefe ab und zu etwas groß war, so daß der verbleibende Querschnitt etwas weniger als 30% des ursprünglichen betrug, mußte damit gerechnet werden, daß die erhaltenen Festigkeitswerte der Kerbproben infolge der erwähnten Störungsursachen für einzelne Proben etwas zu gering ausfallen würden. Es wurde daher erfahrungsgemäß bei den in Frage stehenden Proben, bei denen mehr als zwei Versuchspunkte nicht vorhanden waren, die Gerade um ein geringes steiler gelegt, als die Verbindungslinie der beiden vorhandenen Punkte ergab, um an die wirklichen Verhältnisse möglichst nahe heranzukommen. Dies dürfte auch gelungen sein, da sich die so erhaltenen Werte in die einwandfreien Versuchswerte einpaßten.

* Dieser errechnete Wert für die Zerreißfestigkeit folgt aus der geradlinigen Beziehung im Spannungs-Dehnungs-Schaubild zwischen den Zuständen II und III; nach W. v. Moellendorff a. a. O.

[3] G. Welter: Stahleisen Bd. 43, S. 1347—1349. 1923.

[1] P. Ludwik: Forsch.-Arb. Ing. Nr. 295, S. 56—61. 1927.

Digitized by Google

Anschaulichkeit, wenn man sie mit der zugehörigen Zugfestigkeit σ_B des üblichen Zugstabes vergleicht. Bei einem vollständig spröden Stoff muß entsprechend der eingangs gegebenen Begriffsbestimmung $\sigma_B = s_T$ sein; dies ergab sich auch genügend genau bei Gußeisen (Probe 50) und Tiegelgußstahl (Probe 51, Zahlentafel 1). Der Wert s_T/σ_B ist demnach ≈ 1 (vgl. Zahlentafel 1).

Für einige unlegierte, geglühte Stoffe ergab sich $\frac{s_{T0}}{\sigma_B} = 2$, wie aus der Zusammenstellung geglühter Stoffe in Abb. 7 oben zu ersehen ist. (Der um einige Prozent zu geringe Wert der Trennfestigkeit macht sich hier in den etwas kleineren Werten von s_{T0} gegenüber σ_B bemerkbar; auch der Wert s_{T0}/σ_B fällt demnach etwas kleiner als 2 aus.) Diese immerhin auffällige Beziehung gibt zu Erwägungen geometrischer Vorgänge beim Fließen und Zerreißen Anlaß, worauf an dieser Stelle nicht eingegangen werden soll.

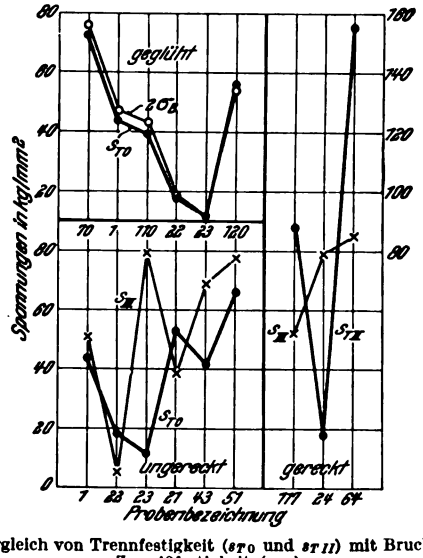


Abb. 7. Vergleich von Trennfestigkeit (s_{T0} und $s_{T\,II}$) mit Bruch- (σ_B) und Zerreißfestigkeit (s_{III}).

Werden solche Stoffe gereckt, so zeigt sich nach Abb. 3 und 4 und Zahlentafel 1, daß ihre Trennfestigkeit s_T erheblich größer wird als die Trennfestigkeit s_{T0} des reinen und geglühten Stoffes, also $s_T > 2\,\sigma_B$.

Stoffe, die sich trotz eines Dehnungsvermögens doch spröde verhalten, bei denen also geringe gleichmäßige Dehnung und keine oder nur andeutungsweise vorhandene Fließkegeleinschnürung vorhanden ist (legiert oder abgeschreckt), ergeben für den Quotienten s_T/σ_B Werte, die zwischen 1 und 2 liegen, z. B. weicher Flußstahl bei 1200° abgeschreckt (Probe 78) $\frac{s_T}{\sigma_B} = 1{,}25$, Magnesium (30) 1,35, Duralumin (21) 1,41. Durch Recken kann bei solchen Stoffen natürlich auch der Wert 2 erreicht werden, so daß derselbe nur nach dem Ausglühen das Kennzeichen für einen unlegierten Stoff darstellt.

Aus den Flußstahlschaubildern (Abb. 6) ersieht man bei Betrachtung der $2\,\sigma_B$-Linie, daß bei Abschrecktemperaturen über 0 bis 770° s_T größer als $2\,\sigma_B$ wird. (Das etwas zu kleine s_T des geglühten Stoffes gegenüber $2\,\sigma_B$ ist wieder darauf zurückzuführen, daß die s_T-Werte um einige Prozent zu gering ermittelt werden mußten.) Durch Vergüten kann also die relative Trennfestigkeit (s_T/σ_B) wie durch Recken ebenfalls gesteigert werden. Jenseits 770° im Gebiete des γ-Eisens wird $s_T < 2\,\sigma_B$. Im extrapolierten, gänzlich spröde gedachten Zustand wird naturgemäß $s_T = \sigma_B$; dies würde bei etwa 1270° zutreffen.

Es war gezeigt worden, daß die Trennfestigkeit mit dem Reckgrad (ausgedrückt als Querschnittsmaß Ψ) linear verläuft. Desgleichen steht auch s_T zum verbleibenden Dehnungsvermögen δ_B (Gleichmaßdehnung) des gereckten Werkstoffes in linearer Beziehung, da δ_B und Ψ auch ihrerseits zueinander in linearer Beziehung stehen:

$$\delta_B = 100\left(\frac{100 - \Psi}{100 - \psi_{B0}} - 1\right);$$

ψ_{B0} bedeutet hierin die Gleichmaßverformung des ungereckten Stoffes.

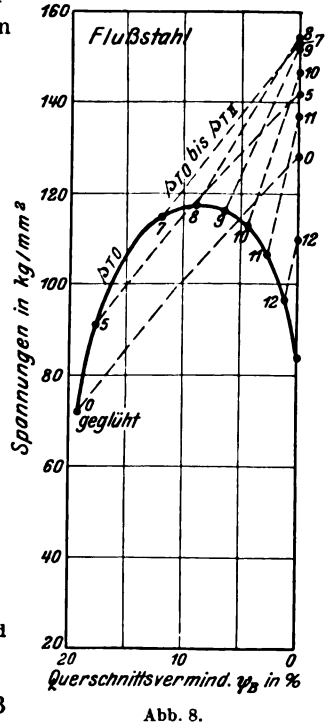


Abb. 8.

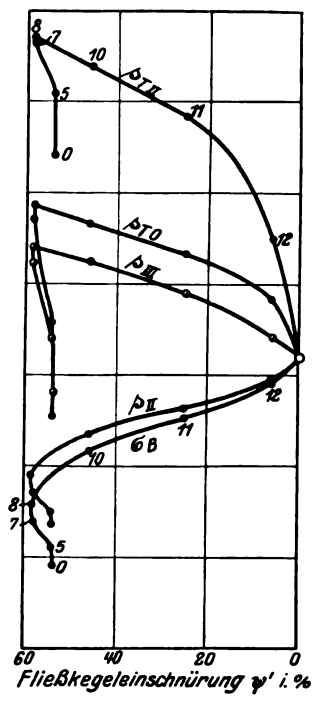


Abb. 9.

Abb. 8 und 9. Veränderlichkeit der Festigkeitswerte mit der Gleichmaßverformung und Fließkegelverformung.

Hingegen bildet die Beziehung zwischen s_T und dem Verformungsvermögen ψ_B (Gleichmaßverformung) eine Kurve, da ψ_B und Ψ (Reckgrad) in folgender nicht linearer Beziehung zueinander stehen:

$$\psi_B = 100\left(1 - \frac{100 - \psi_{B0}}{100 - \Psi}\right).$$

In Abb. 8 und 9 sind die Trennspannungen des Flußstahles, und zwar sowohl diejenigen des geglühten und gereckten als auch die des nur abgeschreckten und des zugleich gereckten Stoffes zur zugehörigen, am üblichen Zugstab gemessenen Querschnittsverminderung in Beziehung gesetzt worden. Da die Gleichmaßverformung ψ_B ihrem Wesen nach etwas anderes ist als die eigentliche Fließkegelverformung ψ', so wurde für die folgende Darstellung die Trennfestigkeit nicht zur üblichen Gesamteinschnürung ψ, sondern zu ψ_B und ψ' getrennt in graphische Beziehung gebracht.

Das Bild der Veränderlichkeit der Trennfestigkeit im Vergleich zum Verformungsvermögen ψ_B (Abb. 8) gewinnt ein ganz anderes Aussehen, je nachdem ob die Ver-

Digitized by Google

änderung durch Recken oder Abschrecken hervorgerufen wurde. Ein gänzlich anderes und zugleich eigenartiges Bild ergibt sich in Abb. 9. Die Kurven haben einen scharfen Knick und zeigen plötzlich einen ganz anderen Verlauf, je nachdem ob der entsprechende Kurventeil der α- oder γ-Modifikation zugehört. Innerhalb jeder dieser Modifikationen wächst die Trennfestigkeit, wenn auch quantitativ verschieden, mit zunehmender Einschnürung im Fließkegel.

Beide Schaubilder belehren uns, daß sich eine Gesetzmäßigkeit zwischen Dehnungsvermögen und Trennfestigkeit nicht ohne weiteres aufstellen läßt, daß vielmehr der jeweilige Zustand (gereckt oder vergütet) und hierbei wiederum die entstandenen Modifikationen diese Gesetzmäßigkeit beeinflussen.

Wie verhält sich nun die wirkliche Zerreißspannung s_{III} am Zugstabe zur Trennfestigkeit s_T? Diese Frage erscheint wichtig, weil man s_{III} häufig als Maß für die Kohäsion des Stoffes ansieht. s_{III} ist eine beim Versuch sehr unsicher und schwierig festzustellende Größe. Gelingt es, das Schaubild der wirklichen Spannungen für die Fließkegeldehnung aufzunehmen, so findet man häufig kurz vor dem Bruch einen erheblichen, meist plötzlich eintretenden Spannungsabfall unbestimmter Größe. Dieser ist bei Kupfer und Aluminium meist ausgeprägter als bei Eisen. Er tritt immer dann ein, wenn die Bruchfläche ganz oder zum größten Teil von nur schrägen, unter etwa 45° geneigten Flächen, die trichterartige oder spiralförmige Anordnung haben, ausgefüllt ist. Ein hartgezogener Kupferstab (116), der nur solche Bruchformen aufwies, wurde achtmal hintereinander zerrissen, und es ergaben sich, trotz gleichbleibender Einschnürung, acht verschiedene Bruchlasten zwischen 300 und 1115 kg. Enthält die Bruchfläche jedoch einen quer zur Achse liegenden, ebenen Trichtergrund, so tritt der Bruch plötzlich unter einer an der Maschine meßbaren Last ein. Nur solche Werte von s_{III} wurden daher zum Vergleich mit der Trennfestigkeit herangezogen. Aber auch diese Werte fallen häufig noch zu klein aus, wenn die Trichterflächen einen großen Anteil der gesamten Bruchfläche ausmachen. Der Wert $\mathfrak{S}_{III}$ (vgl. oben) ist daher besser zum Vergleich heranzuziehen.

Die in Abb. 6 dargestellte s_{III}-Linie für Flußstahl deckt sich beinahe mit der Linie für die Trennspannungen s_{T0}, was dazu verleiten mag, s_{III} als Maß für die Trennfestigkeit anzusehen. Das wäre jedoch ein Irrtum. Während des Zugversuches erfährt der nicht gekerbte Stab eine Reckung, und beim endgültigen Zerreißen muß vielmehr die Trennfestigkeit des gereckten Stoffes überwunden werden und nicht die des ursprünglichen.

Die Trennfestigkeit wächst, wie schon an Hand von Abb. 5 gezeigt wurde, zunächst linear mit der Verformung bis zur Höchstlast und erheblich schneller als der Verformungswiderstand (wirkliche Spannungen), alsdann vermindert sich die Zunahme, und schließlich fällt die Kurve der Trennfestigkeit schnell bis zum Schnittpunkt mit der Spannungskurve in III herab.

Man sieht hieraus, wie zerrüttend die Schubvorgänge im Fließkegel auf die Zerreißfestigkeit des Zugstabes einwirken, wenn auch der Formänderungswiderstand noch erheblich ansteigt. Aber auch dieser erleidet häufig gleichzeitig Störungen entsprechend dem erwähnten plötzlichen Abfall der Spannungskurve.

Die eben angeführten Beispiele lassen also erkennen, daß s_{III} nur zum Teil eine von der Trennkraft s_{T0} abhängige Größe ist. Der nicht sehr große quantitative Unterschied zwischen s_{III} und s_{T0} bei Flußstahl und Brückenbaustahl St 48 (Probe 60) ist also insofern eine Zufälligkeit, als Zunahmen und Abnahmen nach Abb. 5 sich etwa das Gleichgewicht halten. Vergleicht man beide Werte bei anderen Stoffen, so findet man weit größere Unterschiede zwischen s_{T0} und s_{III}, wie die graphische Gegenüberstellung beider Werte in Abb. 7 für eine Reihe anderer Stoffe erkennen läßt. Für solche Stoffe geben auch die s_{III}- und σ_B-Linien, die entsprechend der eingangs gegebenen Begriffsbestimmung in Abb. 10 oben dargestellt sind und mit zunehmender Kerbtiefe ein immer geringeres ψ aufweisen, ein ganz anderes Bild. Daß diese Schaulinien hier nicht an Proben mit zunehmender Kerbschärfe, sondern wachsender Kerbtiefe ermittelt wurden, hat nichts zu bedeuten. Sie konnten nur insoweit zur Darstellung gebracht werden, als zuverlässige Messungen der schwer zu erfassenden s_{III}-Werte vorhanden waren. Im allgemeinen läßt sich aus diesen Bildern folgern, daß dehnungsfähige Stoffe mit an und für sich kleinem σ_B mit zunehmender Dehnungsverhinderung nur eine schwache Zunahme von σ_B aufweisen, so daß auch im Grenzfall s_T nicht groß wird. s_{III} fällt dementsprehend von seinem bei ungehinderter Dehnung sehr hohen Werte stark herab (Probe 22). Ein Ansteigen der s_{III}-Werte mit der Dehnungsbehinderung erhält man hingegen bei stark herabgewalztem Kupfer wegen seiner schon beim Walzen erlangten hohen Trennfestigkeit. Bei angerecktem Kupfer (7 und 18%) verläuft die s_{III}-Linie etwa horizontal bzw. schwach ansteigend. So erhält man z. B. für sehr reines (99,9proz.) Aluminium (siehe Zahlentafel 1, Nr. 23) $s_{III} = 79{,}6$[1], $s_{T0} = 12$ und $s_{TII} = 18$ kg/qmm, für Flußstahl (Nr. 70) $s_{III} = 76$, $s_{T0} = 73$ und $s_{TII} = 128$ kg/qmm, für hartgezogenes Kupfer (Nr. 116) $s_{III} = 52$, $s_{T0} = 84{,}3$ und $s_{TII} = 87$ (Nr. 117).

Diese eigenartigen Verhältnisse beim Vergleich der Werte s_{III} und s_{T0} sind nur so zu erklären, daß beim Aluminium die mit der Gleichrichtung der Kristallite erfolgende Verfestigung im ungekerbten Zugstab mit Eintritt der Höchstlast noch längst nicht abgeschlossen ist, also mehr als beim Eisen erst im Fließkegel der Hauptanteil der Verfestigung vor sich geht, vorausgesetzt, daß diese durch die zusätzliche Schubverformung nicht gestört wird. Die Reckung bis zur Höchstlast hat also beim Aluminium infolge des geringen Verformungswiderstandes nur eine sehr geringe Steigerung der Trennfestigkeit zur Folge, während die Fließkegelreckung noch ein Vielfaches davon ausmacht; bis dann allerdings früher

[1] Bei handelsüblichem Reinaluminium (Nr. 22) war hingegen s_{III} (bei gleichzeitigem Abfall der Spannungskurve) schon sehr infolge „banaler" Verformung herabgemindert, wie aus dem Verlauf der s_{III}-Linie in Abb. 10 hervorgeht.

Digitized by Google

oder später und meist sehr plötzlich die zerstörende Einwirkung „banaler" Abschiebung überwiegt. Die Zerreißfestigkeit beim üblichen Zugversuch kann daher, wenn, wie bei Reinaluminium, die Zunahme derselben durch Recken überwiegt, viel größer werden als die Trennfestigkeit s_{T0} oder s_{TII}. Wenn aber die Abnahme infolge banaler Abschiebungen überwiegt und der die Trennfestigkeit erhöhende Reckeinfluß, wie bei hartgezogenem Kupfer (Nr. 5) und Aluminium (Nr. 22), in

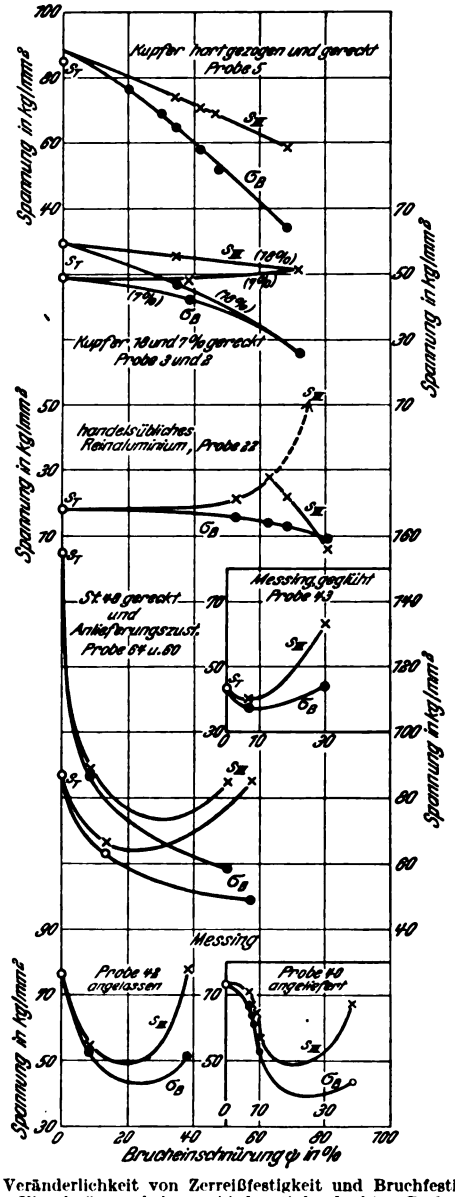


Abb. 10. Veränderlichkeit von Zerreißfestigkeit und Bruchfestigkeit mit der Einschnürung bei verschieden tief gekerbten Proben.

den Hintergrund tritt, so wird s_{III} kleiner als die zugehörige Trennfestigkeit s_{T0} des Stoffes. Aluminium und auch Kupfer haben eine sehr geringe Gleitfestigkeit (σ_B) gegenüber ihrer Trennfestigkeit (s_T).

Man kann die Untersuchung über die Zerreißfestigkeit s_{III} des Zugversuches dahin zusammenfassen, daß die Größe von s_{III} wohl von der Trennfestigkeit des betreffenden Stoffes mitbestimmt wird, daß jedoch diese ursprüngliche Trennfestigkeit während des Versuches infolge Reckens zuerst erhöht und durch Schubverformung alsdann vermindert wird.

Beanspruchungssicherheit bei Einkerbungen.

Aus den Ergebnissen vorbeschriebener Versuche kann geschlossen werden, daß — nur statische, biegungsfreie Beanspruchungen vorausgesetzt — die Festigkeit gekerbter Proben grundsätzlich nicht herabgesetzt, sondern meist, falls der Stoff nicht gerade spröde oder sehr weich ist, sogar erheblich gehoben wird. Man kann also von einer Bruchgefahr im engeren Sinne nicht sprechen. Der Umstand, daß bei Einkerbungen die zur Zerstörung notwendige aufgewendete Arbeit sehr gering wird und bei schlagartiger Beanspruchung die Bruchgefahr erhöht, soll in diesem Zusammenhange, wo nur eine rein statische Beanspruchung behandelt wird, nicht berührt werden[1].

Die verbreitete Anschauung, daß die im Kerbgrund gefundenen größeren elastischen Dehnungswerte gefahrbringend sein könnten, bestätigt sich nicht. Es wurde gezeigt, daß bei plastischen Stoffen die Trennfestigkeit mit der Reckung steigt, was den Vorgängen im Kerbgrund zugute kommt. Zudem messen die von

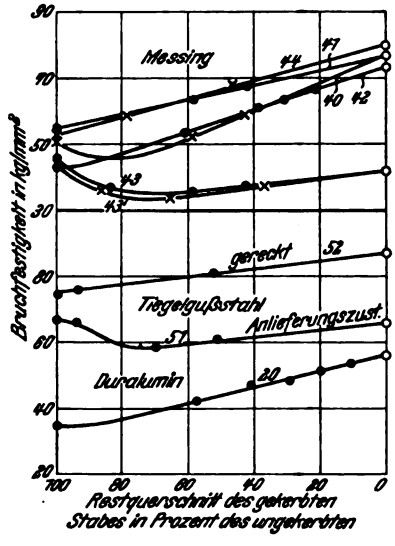


Abb. 11. Bruchfestigkeit eingekerbter Zugproben bei veränderlicher Kerbtiefe (kerbspröde Stoffe).

Preuß[2] durchgeführten Versuche eher das zusätzliche Auseinanderbiegen der Kerben als die wirklichen Dehnungsverhältnisse im Kerbgrund. Bei spröden Stoffen ergaben tief gekerbte Proben keine geringere Festigkeit als der Zugstab, was auf einen wenigstens angenäherten Spannungsausgleich schließen läßt. Immerhin schien bei einigen Stoffen, auch bei statischen Kerbzugversuchen, eine gewisse Bruchgefahr vorzuliegen[3]. Diese Stoffe, zu denen Messing (40, 42, 43, und 43'), Tiegelgußstahl (51), Gußeisen (50) und Duralumin (20) gehörten, zeigten einen gestörten geradlinigen Verlauf der Spannung mit der Tiefe der Einkerbung. Sie erlitten bei geringen Einkerbungen eine Herabsetzung der Bruchfestigkeit (Abb. 11). Es wird nicht angenommen, daß diese Stoffe einer anderen empirischen Gesetzmäßigkeit

[1] Es sind indessen mit den gleichen Werkstoffen auch Kerbschlagproben ausgeführt worden, deren Ergebnisse in anderem Zusammenhange veröffentlicht werden sollen.

[2] Preuß: Z. V. d. I. Bd. 57, S. 664—67. 1913.

[3] Herrn Dr.-Ing. G. Sachs verdanke ich sehr wertvolle Hinweise bei der Auswahl sowie die Vermittlung bei der Beschaffung einer Reihe der untersuchten Werkstoffe.

Digitized by Google

unterliegen, sie haben aber eine geringere Fließkegeleinschnürung ψ', also ein an und für sich sprödes Verhalten, und wahrscheinlich spielen bei geringen Einkerbungen, also bei verhältnismäßig größeren Versuchsquerschnitten exzentrische Einspannungseinflüsse insofern eine Rolle als beim Zerreißen Biegebeanspruchungen hinzukommen. Das angelieferte ungeglühte Messing (41) zeigte diese Erscheinung nicht, was mit Rücksicht auf den größeren ψ'-Wert gegenüber dem des geglühten (43) verständlich erscheint. Eigenartigerweise wurde diese Störung aufgehoben, sobald das geglühte Messing bis zur Höchstlast gereckt wurde (44). Dies war auch bei Tiegelgußstahl der Fall. Zu bemerken ist noch, daß bei Duralumin diese Störung bei Probe 20 vorhanden war, bei Probe 21 aber nicht, obgleich die Dehnungswerte ψ_B und ψ' das Umgekehrte vermuten lassen sollten. Die Probe 20 hatte aber bei gleicher Länge einen wesentlich größeren Durchmesser als 21, was erfahrungsgemäß eine ungleichmäßige Spannungsverteilung begünstigt.

Noch schärfer treten diese Erscheinungen bei diesen Stoffen in dem Verlauf der s_{III}-Linie bei künstlich verhinderter Dehnung hervor (Abb. 10 unten). In dieser Darstellung zeigt auch der Brückenbaustahl St 48 ein Absinken der s_{III}-Linie bei geringen Kerbtiefen, während die Bruchfestigkeit noch nicht hiervon berührt wird. Bei Betrachtung der Bruchflächen fand sich bei den Proben mit geringen Einkerbungen eine sichelförmige Anbruchfläche am Rande, die auf exzentrische Beanspruchung schließen läßt, während bei tiefen Kerben das Bruchaussehen gleichmäßig war. Diese Ausnahmeverhältnisse stören das Gesamtbild nicht, sie gestalten nur die Extrapolation der Grenzkraft schwieriger.

Mit den vorliegenden Ergebnissen ist nicht nur das Gebiet der statischen Bruchgefahr behandelt, sondern auch das Gebiet einer Gestaltsfestigkeit[1] wenigstens in seinen möglichen zahlenmäßigen Begrenzungen festgelegt worden. Mit Rücksicht darauf, daß bei Kerbformen, die im praktischen Betriebe vorkommen, wie beispielsweise an der Schraube, die Dehnungsfähigkeit an sich stark unterbunden ist, also auf dieselbe in ihrer vollen Auswirkung als Sicherheitsgrad wenigstens zum großen Teil sowieso verzichtet werden muß, liegt es nahe, für einen solchen Gebrauchskörper den vergüteten Stoff zu wählen, der einer höchsten Trennfestigkeit entspricht. Nach Abb. 6 läßt sich für Flußstahl die Trennfestigkeit fast um das Doppelte erhöhen, wobei immer noch eine Gesamtdehnung von über 10% und ein Höchstwert der Fließkegeldehnung von $\psi' = 58\%$ (bei $\psi = 62\%$) vorhanden ist. Durch Vorrecken läßt sich die Trennfestigkeit über den doppelten Ursprungswert steigern. Bemerkenswert erscheint, daß der Höchstwert der Trennfestigkeit bei vergütetem Flußstahl auf gleicher Höhe lag wie bei dem gereckten, sonst hochwertigeren Brückenbaustahl St 48 (Abb. 4). Es ist also hier Raum gegeben, an Abmessungen zu sparen. Voraussetzung ist natürlich, daß Beanspruchung auf Zug und nicht auf Abscheren oder Biegen stattfindet. Dasselbe gilt für die Kerbwirkung an sogenannten Augenstäben. An einer Bolzenverbindung wurden z. B. durch elastische Dehnungsmessungen bedeutende Spannungserhöhungen ermittelt, die die Bruchfestigkeit σ_B weit übertrafen[1]. Bis kurz vor dem endgültigen Bruch wurden am Auge Spannungen ermittelt, die in guter Übereinstimmung mit den nach Abb. 3 für Baustahl St 48 gefundenen Werten standen. Die Bauteile, die der Kerbwirkung besonders unterworfen sind, könnten auch hier aus Stoffen bestehen, die im Sinne dieser Arbeit vergütet sind und den Höchstwert der Trennfestigkeit aufweisen. Eine Verringerung der Abmessungen bei Erhöhung der Festigkeit wäre die Folge. Die Sicherheit des Ganzen könnten dann die dehnfähigen freien Teile übernehmen, die alsdann zuerst reißen müssen.

Abgesehen von der Gestaltung und von der Wahl der geeigneten Vergütung des Stoffes, sei es durch Wärmebehandlung oder Recken, ist die Frage der Zerrüttung des Kohäsionswiderstandes infolge der Schubverformung von großer Wichtigkeit. Das als Sicherheitsfaktor geforderte Dehnvermögen des Baustoffes bedingt zwar einen Ausgleich der Spannungen[2]. Aber nach Überwindung des Verfestigungsvermögens, das bei Kerbformen sehr schnell überschritten sein kann, ist die Gefahr der Schubverformung vorhanden und eine Herabsetzung der Trennfestigkeit zu befürchten. Da diese gefahrbringende Erscheinung je nach dem Werkstoff sich in sehr verschiedenem Ausmaße hervordrängte, scheint es möglich, durch geeignete Behandlung des Stoffes auch diesen Gefahrpunkt herabzumindern, um die Ausnutzung hoher Kerbfestigkeiten zu fördern.

Zusammenfassung.

Als Trennfestigkeit wird diejenige Bruchfestigkeit behandelt, die bei vollständiger Dehnungsbehinderung vorhanden ist.

An Hand winkelförmig eingekerbter Zugproben wird entwickelt, daß der Zustand vollständiger Dehnungsbehinderung durch Extrapolation aus Versuchswerten schaubildlich dann ermittelt werden kann, wenn sich die Extrapolation zugleich auf den denkbar spitzesten Kerbwinkel von 0° und die gedachte größtmögliche Kerbtiefe, die bis zur Stabachse reicht (Restquerschnitt = Null), bezieht.

Die so begrifflich festgelegte Trennfestigkeit wird an einer Reihe verschiedener Stoffe praktisch ermittelt und ihre Abhängigkeit von der Reckung und Vergütung dargestellt. Ihre Beziehung zu den Kennziffern des üblichen Zugversuches wird erläutert. Die beim Zugversuch ermittelte Reißfestigkeit (im Fließkegel) findet eine weitere Klärung.

Auf die Vorteile der im Sinne höchster Trennfestigkeit vergüteten Stoffe bei der Anwendung an kerbähnlichen Konstruktionsteilen wird hingewiesen; andererseits wird auf die die Trennfestigkeit zerrüttenden Einflüsse aufmerksam gemacht.

Herrn Professor Memmler, in dessen Abteilung die Versuche zur Durchführung kamen, danke ich für die mir erwiesene Unterstützung.

[1] Diesen Begriff entnehme ich einer Anregung, die Herr v. Moellendorff gelegentlich einer Besprechung im Materialprüfungsamt gab.

[1] Veröffentlichung dieser sehr umfangreichen Versuche des Materialprüfungsamts ist in Aussicht genommen.

[2] Vgl. W. Schachenmeier: Bauing. Bd. 3, S. 737–46. 1922.

Digitized by Google

Statische Grundlagen zum Schwingungsbruch[1].

Von W. Kuntze.

Die beiden auffallendsten Merkmale des Schwingungsbruches findet man in der Beschränkung der plastischen Verformung auf einen geringen, unmittelbar an der Bruchstelle gelegenen Raumanteil und in einer Unterfestigkeit, die überschläglich nur etwa 50 vH. der statischen Bruchfestigkeit und einen noch weit geringeren Bruchteil der effektiven Zerreißfestigkeit am Zugstabe ausmacht. Die Verformungsvorgänge und die Festigkeitserscheinungen beim Schwingungsvorgang stehen also zunächst im Widerspruch zum statischen Zug- oder Druckversuch. Im Schwingungszustand werden die Vorgänge jedoch nur in andere Bahnen geleitet; ein grundsätzlicher Widerspruch liegt, sofern man neuere Forschungsergebnisse aus dem Grenzgebiete zwischen elastischer und plastischer Verformung, als auch des eigentlichen Zerreißvorganges zur Beurteilung heranzieht, nicht vor. Vielmehr lassen sich sowohl die Verformungseinschränkung, als auch die Verminderung des Zerreißwiderstandes mit statischen Erscheinungen erklären.

Schwingungen, die rein elastischer Natur sind, können nach heutiger Erfahrung einen Bruch nicht herbeiführen. Sobald aber die Schwingungsamplitude in das plastische Gebiet hineinreicht, ist ein Bruch nach einer genügenden Anzahl Schwingungen möglich. In diesem Falle sind nun im allgemeinen die plastischeren Stoffe den weniger plastischen überlegen, weil sie eine Dämpfung aufweisen, die nach der vorherrschenden Anschauung auf die Schwingungen hemmend einwirkt. Plastische Stoffe können, wenn sie nicht allzu hohen Spannungen ausgesetzt werden, eine praktisch ausreichende Lebensdauer aufweisen, auch wenn die Schwingungen nicht rein elastischer Natur sind.

Die äußeren Umstände, die in solchem Fall die Grenzen der Festigkeit und Lebensdauer festlegen, sind noch nicht vollständig geklärt; ich kann hierauf nicht näher eingehen. Vielmehr werde ich an der Hand statischer Vorgänge zeigen, wie es möglich ist, daß unter Zusammenziehung der Formänderungen auf die nächste Bruchumgebung die Probe unter so geringen Belastungen zu brechen vermag.

Verformungsvorgang.

Genaue Messungen der geometrischen Formänderungsvorgänge beim üblichen statischen Zugversuch ergaben, daß die ersten Dehnungen tatsächlich rein örtlicher Natur und durch irgendwelche schwächenden Umstände, sei es der Gestalt, sei es des Stoffes an sich, bedingt sind. Abb. 1 und 2[2] zeigen die Durchmesseränderung über die gesamte Stablänge hinweg für einen Zugstab aus Siliziumstahl mit ausgeprägter Streckgrenze und für einen solchen aus ausgeglühtem Kupfer. In Abb. 1 ist der allererste Beginn plastischer Verformung festgehalten worden, der sogleich einen rein örtlichen Einbruch (schraffiert) von beträchtlicher Tiefe (1,2 vH. des Durchmessers) zur Folge hatte. In Abb. 2 (Kupfer), in welcher das erste Längsprofil 1 gegenüber dem Ausgangsprofil 0 0,25 vH. Längsdehnung aufweist, ist der Vorgang ausgeglichener. Immerhin ist aus der schraffierten Fläche zu sehen, daß stellenweise Einbuchtungen entstanden sind, von denen naturgemäß eine einzelne an der schwächsten Stelle den Anfang gemacht hat, aber meßtechnisch nicht so gut zu fassen war, wie bei Siliziumstahl.

Bei Fortführung des statischen Zugversuches verfestigen sich die bisher gedehnten Stellen und die Verformungen greifen auf die ungedehnten Stabteile über.

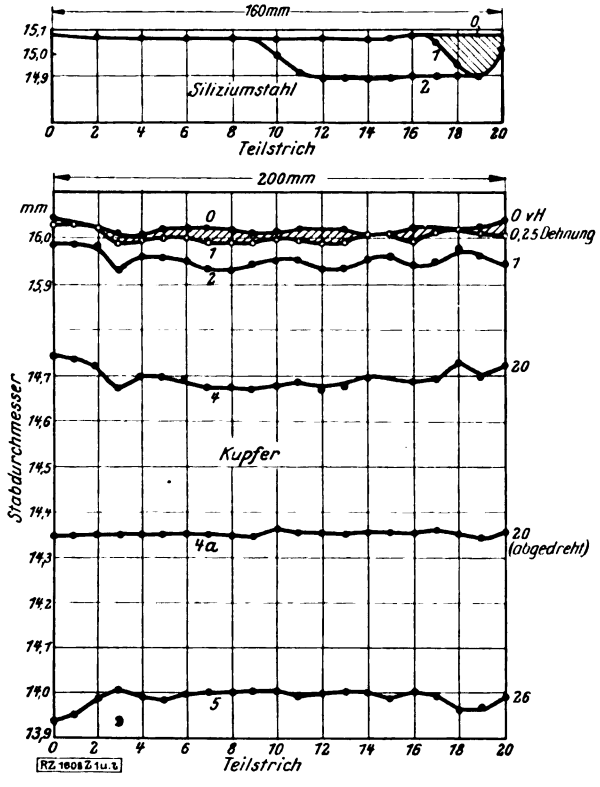


Abb. 1 und 2. Erste bleibende Verformungen an Zugstäben aus Siliziumstahl und Kupfer.

Beide Stoffe unterscheiden sich, wie eine weitere Profillinie 2 zeigt, nur darin, daß bei Siliziumstahl die Erweiterung des Verformungsherdes zunächst nur in axialer Richtung, bei Kupfer zugleich in radialer Richtung stattfindet. Entnimmt man aus einem vorgereckten Kupferstab (Profil 4) eine abgedrehte Probe (Profil 4a), so ist die Neigung zu örtlicher Verformung nicht geringer, wie das Profil 5 erkennen läßt, und zwar treten die größten Verformungen an den Stellen auf, wo sich vor dem Abdrehen der Stab am wenigsten gedehnt hatte, also am wenigsten verfestigt war.

Aus dem Vorgang der Verfestigung beim statischen Zugversuche könnte man nun annehmen, daß auch beim Schwingungsvorgang die plastische Verformung auf die noch ungedehnten und daher unverfestigten Stabteile übergreift. Das ist aber nicht der Fall. Bei wechselnder Belastung wird nämlich die Verfestigung teilweise wieder

[1] Original: Z. V. d. I. Bd. 72, S. 1488—1492. 1928.

[2] W. Kuntze und G. Sachs, Z. V. d. I. Bd. 72, Nr. 29, S. 1011 bis 1016. 1928. Mitt. Sonderheft IX. 1929.

Digitized by Google

rückgängig gemacht. Wir haben in diesem Fall nicht nur eine Herabdrückung der E-Grenze (Bauschingereffekt), sondern jeder Lastwechsel beschleunigt die weitere plastische Verformung schon verformter Teile unter bedeutend geringerer Last weit mehr als eine dauernde Einwirkung der höheren Last, unter der die Vorreckungen stattfanden[1]. In Abb. 3 ist ein statischer Schwingungsvorgang an einem gereckten Kupferstab dargestellt, und zwar unter wechselnder Zugbeanspruchung[2]. Die hierbei auftretenden fortschreitenden Dehnungen sind in

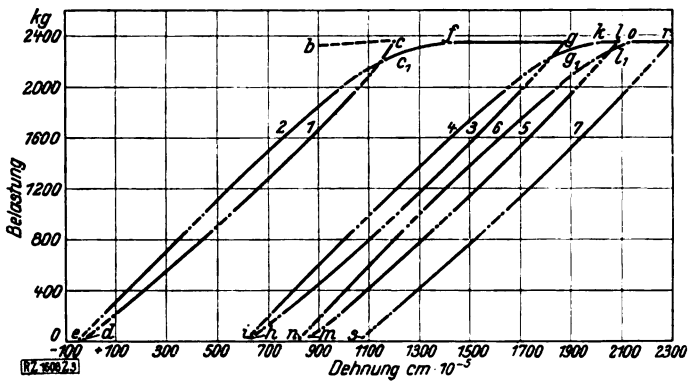


Abb. 3. Statischer Schwingungsvorgang bei Zugbelastung.

Abb. 4 nach der Zeit aufgetragen, und man sieht, da in beiden Abbildungen gleiche, einander entsprechende Buchstaben und Zahlen verwendet wurden, den weit schnelleren Verlauf des Dehnungsvorganges (dick gezeichnet) unmittelbar nach jeder Entlastung, und zwar schon bei einer Last, die unterhalb der vorangehenden liegt. In Abb. 5 sind die Dehnungen in empfindlicherem Maßstabe durch Auftragen der Differenzen ($\lambda = 0{,}4\ P$) dargestellt, und zwar sind die Kurven 2, 4, 6 aus Abb. 3 mit ihren Fußpunkten zusammengelegt. Die Kurven

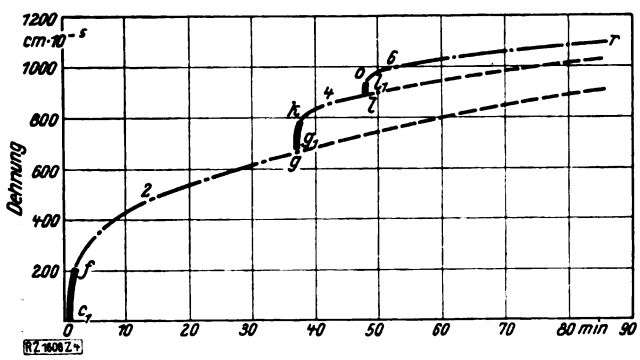


Abb. 4. Zunahme der Dehnungen mit der Zeit bei langsamen Schwingungen.

fallen im oberen Drittel, wo sie die verfrühten plastischen Dehnungen aufweisen, auseinander. In dem unteren, zwei Drittel der Streckgrenze betragenden Gebiete waren hingegen keine bleibenden Verformungen, war also Elastizität, wenn auch keine Proportionalität vorhanden. Ent- und Belastung bilden hier eine geschlossene Hysteresisschleife (schraffiert). Die Lage der Kurven 2, 4, 6 deutet auf eine mit der Zahl der Schwingungen zunehmende Wiederverfestigung im oberen Drittel hin.

[1] P. Ludwik: Z. V. d. I. Bd. 60, S. 795. 1916.

[2] W. Kuntze: Mitt. Materialpr.-Amt und Kaiser-Wilhelm-Institut f. Met.-Forsch., Sonderh. V. 1928.

Liegt wechselnde Zug-Druck-Beanspruchung vor, so sind die gleichen Erscheinungen vorhanden. Abb. 6 und 7 erläutern das Fallen gewisser Dehnungsgrenzen nach vorangehender entgegengesetzter Beanspruchung, und zwar Abb. 6 für einen Messingkristall, Abb. 7 für Duralumin (Polykristall). Die Versuche[1] geben eine an-

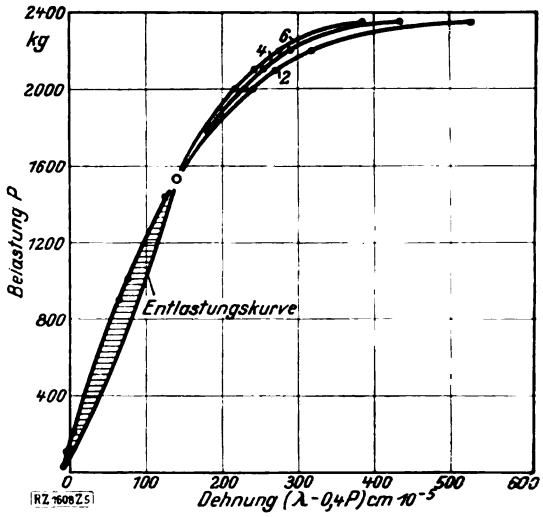


Abb. 5. Dehnungskurven nach wiederholten Entlastungen.

schauliche Deutung des Bauschingereffektes, der bisher schwer verständlich erschien, weil Bauschinger das Verhalten von Streckgrenze und Elastizitätsgrenze einander gegenüberstellt; die Begriffe bedeuten aber qualitativ dasselbe.

Bei Lastwechsel findet also ein beschleunigter Verformungsvorgang bei herabgesetztem Verformungswiderstand gegenüber der Dauerbelastung[2] statt, worauf eine mit zunehmender Schwingungszahl anwachsende Wiederverfestigung folgt. Die beschriebenen Wirkungen beim Lastwechsel verschwinden, wenn der Werkstoff zwischen dem Lastwechsel gealtert oder angelassen wird.

Beim eigentlichen Schwingungsvorgang kann wegen der kurzen Dauer ein Einfluß durch Altern innerhalb einzelner Schwingungen nicht eintreten; hier ist die bei der ersten Schwingung am meisten gedehnte Stelle gegenüber den übrigen Stabteilen auch am meisten geneigt, die nachteilige Wirkung des Lastwechsels auf sich zu vereinigen. Die nachfolgenden Schwingungen werden also die schwache Stelle früher zur weiteren plastischen Verformung bringen, als die übrigen Teile, wodurch diese entlastet werden und unberührt bleiben. Selbstverständlich werden die immer in Begleitung auftretenden elastischen Schwingungen den ganzen Stab beanspruchen.

Man findet also, daß infolge des statischen Lastwechsels die Verformung zunächst verstärkt wird, selbst wenn man unterhalb der ursprünglichen Belastungshöhe bleibt, und daß die letztere, größere Last ohne vorangegangene Entlastung in derselben Zeitspanne nicht die gleiche Wirkung aufzuweisen vermag. Eine dauernde

[1] G. Sachs und H. Shojé: Z. Phys. Bd. 45, S. 776. 1927; G. Sachs: Z. V. d. I. 71, S. 1511. 1927.

[2] I. A. van Broek: J. Iron Steel London 1918; vgl. a. F. Körber: Dauerstandsfestigkeit, Z. Metallkunde Bd. 20, Nr. 2, S. 45. 1928; G. Welter: Kritische statische Dauerbelastung, ebenda S. 51.

Digitized by Google

Zusammenziehung der Verformungsvorgänge auf eine eng begrenzte Stelle muß beim statischen Vorgang nicht unbedingt vorhanden sein. Wir betrachteten ja eine bestimmte Meßlänge (10 cm) und wählten die Amplitude

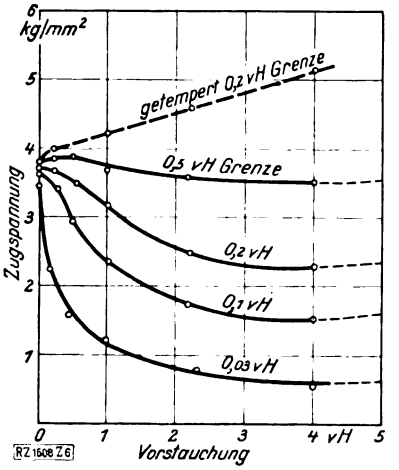


Abb. 6. Veränderung der Elastizitäts- und Streckgrenze eines Messingkristalls bei Zugversuchen durch vorangegangene Stauchungen (nach G. Sachs).

so groß, bis wir Verformungen bemerkten, ohne uns über deren Verteilung Rechenschaft abzulegen. Beim schnellen Schwingungsvorgang muß aber, beabsichtigt beim Versuch oder selbsttätig bei natürlichen Schwingungen, diejenige Schwingungsamplitude naturgemäß überschritten werden, bei der die ersten kleinsten Verformungen an einer örtlich begrenzten Stelle auftreten, wo dann infolge des Lastwechsels im obigen Sinne der Verformungswiderstand zunächst geschwächt wird. Hierin liegt die Ursache der auch weiterhin folgenden Zusammenziehung der Verformung auf die schwächste Stelle. Würde man zwangsweise von vornherein eine genügend große Amplitude wirken lassen, so würde natürlich auch die ganze Stablänge in Mitleidenschaft gezogen werden, aber wahrscheinlich auch die Lebensdauer nicht groß sein können.

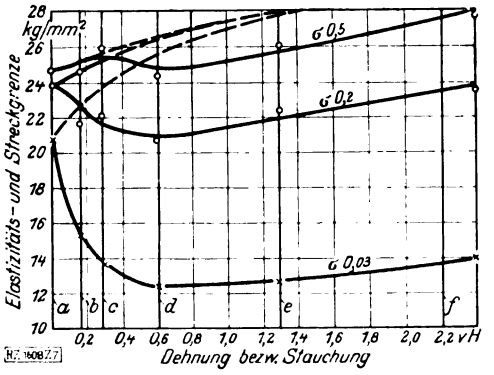


Abb. 7. Beeinflussung der Elastizitäts- und Streckgrenze von Duralumin durch vorangegangene Verformungen in entgegengesetzter Richtung. Gestrichelt ist die Veränderung bei gleichgerichteter Beanspruchung eingezeichnet. (Nach G. Sachs.)

a = Druck, veredelt; *b* = Zug nach 0,163 vH Stauchung; *c* = Druck nach 0,292% Dehnung; *d* = Zug nach 0,611% Stauchung; *e* = Druck nach 1,29% Dehnung; *f* = Zug nach 2,42% Stauchung.

Die Gefahrengrenze (Schwingungsfestigkeit) liegt eben da, wo die ersten örtlichen Dehnungen gerade groß genug sind, um durch ständige Hin- und Rückbewegungen den Verformungswiderstand herabzusetzen und so die Zusammenziehung auf die zukünftige Bruchstelle zu begünstigen. Hierdurch wird nun auch die Zerreißfestigkeit, wie im folgenden ebenfalls an der Hand des statischen Zugversuches erläutert werden soll, stark zerrüttet.

Zerreißvorgang.

Zur Deutung dieser Erscheinung muß man sich klarmachen, daß der statische Zugversuch zwei verschiedenartige Verformungsvorgänge aufweist, die nach neueren Versuchen auf den Werkstoff eine gegenteilige Wirkung hinsichtlich des Zerreißwiderstandes ausüben: Die Gleichmaßdehnung ist mit einer Regelung der Kristallite verbunden. Die einzelnen Kristallkörner eines Vielkristalls weisen eine verschiedene kristallographische Orientierung auf, d. h. die Richtung ihrer Gleitflächen zur Stabachse wechselt. Nun werden bei einer Belastung zuerst in denjenigen Gleitflächen die Schubwiderstände überwunden werden, in denen die wirksamen Schubspannungen am größten sind, alsdann wird bei Lasterhöhung je nach der Orientierung in den übrigen Gleitflächen nach und nach derselbe Vorgang einsetzen. Die mit dem Fortschreiten der Gleitvorgänge einherschreitende Verfestigung ist viel größer, als sich aus der wechselnden Orientierung allein berechnen läßt[1]. Die Ursache dieser Erscheinung ist noch nicht geklärt.

Die Summe aller Gleitbewegungen in den Kristallkörnern erzeugt die Gleichmaßdehnung des Zugstabes, die mithin eine von den Kristalleigenschaften abhängige Größe ist. Mit der Höchstlast mag der Vorgang der Regelung noch nicht vollständig abgeschlossen sein; es ist jedoch eine in Beziehung zur Kraftrichtung gleichwertigere Struktur (erzwungene Homöotropie)[2] der Kristallkörner erreicht worden.

Mithin müssen nunmehr bei weiterer Dehnung ohne Rücksicht auf einzelne Kristalle die Schubwiderstände in den das ganze Stabvolumen unter 45° zur Achse durchsetzenden Schubflächen größter Schubspannungen überwunden werden. Die Wirkungen vieler solcher Schubflächen, die um einer aufgezwungenen Symmetrie halber nach irgendeiner geometrischen Regel um die Stabachse herum angeordnet sind, erzeugen an einer schwächsten Stelle die Fließkegeleinschnürung. Die Schubverformung im Fließkegel ist mithin der Hauptsache nach nicht mehr von kristallographischen Gesetzen abhängig. Die bei der Streckgrenze des Stahles unter 45° zur Stabachse verlaufenden Fließlinien sind von kristallographischen Gesetzen diktierte Bewegungserscheinungen, die ebenfalls in Gebieten größter Schubkräfte, also zunächst in einzelnen unter 45° geneigten Flächen zuerst erscheinen, aber nicht mit den ausgeprägteren Schubvorgängen im Fließkegel zu vergleichen sind.

Nun soll der Einfluß beider Arten der Verformung auf den Bruchvorgang des Stabes besprochen werden. Für den Schwingungsbruch spielt nur die Reißfestigkeit eine Rolle, nicht aber die übliche Bruchfestigkeit; denn diese stellt lediglich denjenigen Verformungswiderstand dar, der bei einem Höchstwert der absoluten Last auf-

[1] E. Schmid: Z. Phys. Bd. 22, S. 328. 1924.

[2] W. v. Moellendorf und Czochralski: Z. V. d. I. Bd. 57, S. 1018. 1913.

Digitized by Google

tritt[1]. Der Höchstwert ist die mathematische Bedingung dafür, daß $\frac{ds}{s} = -\frac{dF}{F}$ ist, d. h. die Höchstlast ist dann erreicht, wenn die auf die jeweilige Spannung (s) bezogene Spannungszunahme $\left(\frac{ds}{s}\right)$ gleich der auf den jeweiligen Querschnitt (F) bezogenen Querschnittsabnahme $\left(-\frac{dF}{F}\right)$ ist. Vor Erreichen der Höchstlast ist die Spannungszunahme größer als die Querschnittsabnahme.

Wird nun aber die Querschnittsabnahme infolge der zur Gleichmaßdehnung hinzutretenden Schubverformung größer als die Spannungszunahme, so muß die Last fallen, und die Tragfähigkeit des ursprünglichen Stabes ist praktisch erschöpft, weil er einen kleineren Querschnitt im Fließkegel aufweist. Er ist aber noch nicht zerrissen, und sein Verformungswiderstand steigt noch bis zu derjenigen effektiven Spannung an, bei der der endgültige Bruch eintritt (Zerreißfestigkeit).

Die Bruchfestigkeit ist mithin veränderlich, wenn man, ohne den Werkstoff zu verändern, die Dehnungsverhältnisse mechanisch beeinflussen kann, was z. B. bei eingekerbten Proben der Fall ist. Bei solchen muß unter Dehnungsbehinderung die Höchstlastbedingung bei höherer Belastung (bezogen auf den Restquerschnitt) eintreten. Wir können nach den so dargelegten Vorgängen beim Schwingungsbruch vom Vorhandensein oder Überschreiten einer Bruchfestigkeit im üblichen Sinne nicht reden, da die eben geschilderten Bedingungen hierfür gar nicht eintreten können. Denn weder die hierzu notwendige Spannung, noch die Verformung kann erreicht werden, sofern die Beanspruchung nicht wesentlich höher als die Schwingungsfestigkeit liegt.

Wenn nun beim Schwingungsversuch der Stab verfrüht reißt, so liegt das an der Verringerung der Trennfestigkeit infolge der Schubverformung[2], wohingegen die Gleichmaßdehnung verfestigend auf die Trennfestigkeit einwirkt[3]. In Abb. 8 sind die effektiven Zugspannungen den Trennfestigkeiten für die entsprechenden plastischen Dehnungsgrade von Flußstahl (Probe 70 geglüht, Probe 73 bei 800° C abgeschreckt) gegenübergestellt.

Die Trennfestigkeit des gereckten wie auch des ungereckten Werkstoffes wurde an eingekerbten Proben durch Extrapolation als derjenige Grenzwert der Bruchfestigkeit ermittelt, der bei vollständiger Dehnungsbehinderung auftritt. Gereckte Stoffe haben eine größere Trennfestigkeit als ungereckte, und zwar wächst sie zunächst linear mit dem Reckgrad bis zur Höchstlast und erheblich schneller als der Verformungswiderstand (effektive Spannungen), alsdann vermindert sich im Fließkegel die Zunahme, und schließlich schneiden sich Spannungskurve und Kurve der Trennfestigkeiten im Zerreißpunkt. Der verhältnismäßig geringe Betrag der Zerreißfestigkeit des Zugstabes kann also nur durch Verminderung der Trennfestigkeit infolge von Schubvorgängen im Fließkegel erklärt werden; denn der Zugstab durchläuft dieselben plastischen Dehnungen, wie sie den Sonderproben zur Ermittlung der Trennfestigkeit bei den entsprechenden Dehnungsgraden vorausgingen[1].

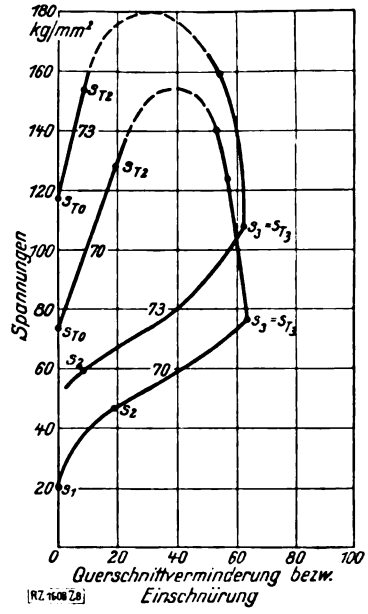


Abb. 8. Verlauf von Trennfestigkeit und Verformungswiderstand bei zunehmender Reckung.

s_T = Trennfestigkeit; s = eff. Zugspannungen; o = Zeiger für ungereckten Zustand; *1, 2, 3* = Zeiger für Streckgrenze, Höchstlast und Zerreißlast.

Durch diese Vorgänge kann die Zerreißfestigkeit des Zugstabes noch weit mehr vermindert werden, wenn, wie es bei Aluminium und Kupfer gefunden wurde, zugleich der Verformungswiderstand und damit der Schnittpunkt beider Kurven herabsank. In diesen Fällen lag die Zerreißfestigkeit (effektive Spannung) schließlich weit unter der Bruchfestigkeit. Die Zerreißfestigkeit des Zugstabes kann also immer als eine durch Ermüdung herabgesetzte Trennfestigkeit angesehen werden.

Beim statischen Zugversuch kann, wie beschrieben, erst nach Überschreiten der Höchstlast eine Schubverformung eintreten. Beim Schwingungsvorgang wird nur bei der ersten Schwingung eine Verformung im Sinne der Gleichmaßdehnung vorhanden sein können. Bei den folgenden Schwingungen muß indessen infolge der ständigen Umkehr eine Schubbewegung erzwungen werden. Die Erreichung der Höchstlast ist hierbei nicht Vorbedingung. Wenn auch die Schubwege sehr klein angenommen werden müssen, so dürfte die große Zahl der Schwingungen doch deren Wirksamkeit auf die Trennfestigkeit genügend begünstigen; denn beim statischen Zugversuch wird durch den einfachen Schubvorgang im Fließkegel die Trennfestigkeit so erheblich vermindert, daß sie geringer als die Streckgrenze werden kann.

---

[1] M. Considère: Die Anwendung von Eisen und Stahl bei Konstruktionen. Wien 1888; P. Ludwik: Elem. d. Technol. Mechanik. Berlin 1909; F. Körber: Mitt. Kais.-Wilh.-Inst. f. Eisenforsch. Bd. 3, S. 1. 1921; G. Sachs: Werkstoffausschuß des Vereins deutscher Eisenhüttenleute, Ber. 58. 1925.

[2] W. Kuntze: Vgl. S. 9 bis 12; vgl. a. H. J. Gough, D. Hansen und S. J. Wright: Aeron. Research Comittee R. A. M. Nr. 1025. 1926: Bei Ermüdungsversuchen mit Aluminiumkristallen entsteht der Bruch durch Ausbildung von Rissen entlang der wirksam gewesenen Gleitflächen; diese Gleitflächen sind durch eine verhältnismäßig geringe Kohäsion ausgezeichnet. P. Ludwik und Scheu: Z. V. d. I. 67, S. 122. 1923; Z. Metallkunde Bd. 15, S. 68. 1923.

[3] G. Masing und M. Polanyi: Z. Phys. Bd. 28, S. 169. 1924; E. Schmid: ebenda Bd. 32, S. 918. 1925.

[1] W. Kuntze: S. 9 bis 12.

Digitized by Google

Ganz gleichartige Zerstörungsvorgänge treten also auch beim üblichen statischen Zugversuch auf. Der Unterschied liegt nur darin, daß hier erst die Höchstlast (Bruchfestigkeit) überwunden werden muß, während durch den Schwingungsvorgang schon die kleinsten plastischen Dehnungen zwangsweise Schub und damit eine verfrühte Zerrüttung der Trennfestigkeit erzeugen.

Erörterungen zur Schwingungsfestigkeit.

Die allgemeine Frage: wie muß man die Werkstoffe behandeln, um sie gegen den Schwingungsbruch widerstandsfähig zu machen, findet in der soeben dargestellten Erscheinung einen Fingerzeig. Es gibt vermutlich Stoffe, deren Neigung zur Zerrüttung beim Schubvorgang durch Behandlung gemildert werden kann. Auf diese Weise wird das Verhältnis der Reißfestigkeit (Reißverfestigung) zur Gleitfestigkeit (Gleitverfestigung) günstiger gestaltet. Auf dieses Verhältnis und dessen Bedeutung ist schon mehrfach hingewiesen worden[1]. Wenn dieser Quotient ungünstig ausfällt, so wird — wenn nicht ohnehin ein spröder Stoff vorliegt — das meist daran liegen, daß die Reißfestigkeit infolge der geschilderten Umstände zu stark herabgesetzt worden ist. Es bleibt zu erwägen, ob es sich in diesem Sinne nicht lohnt, die Veränderlichkeit der Reißfestigkeit planmäßig an gebräuchlichen Stoffen zu untersuchen.

Die meisten Stoffe (nach Lehr[2] etwa 70% der untersuchten) gingen bei der Schwingungsbeanspruchung zu Bruch, sobald die plastischen Verschiebungen anwuchsen bei einer gleichzeitigen plötzlichen Steigerung der Arbeitsaufnahme. Die übrigen, etwa 30%, waren in der Lage, an der Ermüdungsgrenze noch beträchtliche plastische Verschiebungen zu erleiden. Dies wird entsprechend den gegenwärtigen Anschauungen mit dem Dämpfungsvermögen erklärt. Zur Dämpfung neigen im allgemeinen dehnfähige Stoffe. Mithin ist es auffallend, daß nach Lehr Aluminium und Kupfer kein Dämpfungsvermögen aufweisen sollen, weil sie schon an der Grenze geringster plastischer Verschiebungen ermüden. Sollte die frühzeitige Ermüdung nicht vielmehr daran liegen, daß trotz der Fähigkeit zur Dämpfung gerade diese beiden Stoffe (wie von mir festgestellt wurde) sehr unter Herabsetzung der Zerreißfestigkeit infolge von Schubverformungen leiden?

Wenn auch einzelne Stoffe geringe plastische Verschiebungen beim Schwingungswechsel dauernd zu ertragen vermögen, so liegt doch der unterste Gefahrenpunkt dort, wo die ersten plastischen Verschiebungen, verbunden mit entsprechender zunehmender Arbeitsaufnahme, eintreten. Diese Grenze mit der konventionellen statischen Elastizitätsgrenze in Einklang zu bringen, fällt schwer, weil diese plastische Verformungen duldet[3]. Die Proportionalitätsgrenze ist häufig nicht vorhanden oder liegt unverhältnismäßig niedrig; sie fällt obendrein bei der geringsten Überschreitung auf 0 herab[4]. Sie kommt mithin auch nicht in Betracht. Meine elastischen Messungen an Kupfer zeigten aber, daß es bei vorbelasteten, nicht gealterten Stoffen (und solche haben wir ja immer bei genügend hoher Schwingungsbeanspruchung) eine Grenze gibt, vgl. Abb. 5, bis zu der vollständige Rückgängigkeit der Dehnung, also Elastizität, aber keine Proportionalität vorhanden ist. Hin- und Rückgang schließen eine Hysteresisschleife ein (schraffiert), die trotz Rückgängigkeit ein geringes Arbeitsvermögen darstellt, ohne daß zugleich eine erhebliche äußere Arbeit aufgenommen wird. Nun stimmt diese Bedingung für diese Grenze mit dem Kriterium für die Ermüdungsgrenze nach Lehr überein, das besagt, daß die ersten schnell zunehmenden plastischen Verschiebungen, die mit entsprechender Arbeitsaufnahme verbunden sind, gefahrbringend sind. Diese statische Grenze voller Elastizität (ohne Proportionalität) wurde je nach dem Reckgrade zu 66 bis 75% der Streckgrenze ermittelt. Nach den Schwingungsversuchen von Lehr lag die Dauerfestigkeit bei einer Reihe veröffentlichter Ergebnisse[1] im Durchschnitt bei 72% der Streckgrenze, steht also in sehr guter Übereinstimmung mit obigem Befund. Nur wenige sehr feste Stoffe wichen stärker von diesem Durchschnitt nach unten hin ab.

Jenseits dieser Grenze spielt sich im allgemeinen die Ermüdung ab. Die genaue Lage der Schwingungsfestigkeit bildet der Schnittpunkt aus zwei gegenläufigen Vorgängen: erstens der allmählichen Verminderung der Reißfestigkeit durch häufige Schubbewegungen, zweitens einer allmählichen Wiedererhöhung des Verformungswiderstandes entsprechend den Kurven 2, 4, 6, Abb. 5, nach vorangegangener Entfestigung. Diese Erhöhung des Verformungswiderstandes dürfte bei sehr erweichten Stoffen eine wesentliche Rolle spielen, so daß die Ermüdungsgrenze schließlich höher liegen kann als die ursprüngliche, sehr niedrige Streckgrenze.

Im Zusammenhang hiermit sei noch eine Erscheinung erwähnt, die beim Schwingungs- und statischen Versuch übereinstimmend vorhanden ist. Läßt man einen Probestab kurze Zeit unter einer Beanspruchung arbeiten, die ihn bei längerer Dauer zum Bruch bringen muß, so vermag er kurz darauf unter geringeren Beanspruchungen dieselbe plastische Verschiebung zu erleiden. Er ist mithin weniger fest. Auch der statische Versuch, Abb. 3, zeigt denselben Vorgang. Läßt man zwischendurch den Stab sich erholen (altern), so tritt wieder eine größere Widerstandsfähigkeit ein. Auch dies steht zur statischen Erscheinung in keinem Widerspruch.

Der Einfluß von Einkerbungen bewirkt naturgemäß eine starke Zusammenziehung der Verformungsvorgänge und wirkt somit beschleunigend auf den Zerreißvorgang. Aus vorangehenden Erwägungen geht aber hervor, daß auch ohne Einkerbung genügend Anlässe zur Zusammenziehung der Vorgänge auf die Bruchstelle vorhanden sind.

Zusammenfassung.

Zwei Erscheinungen des Schwingungsbruches werden an der Hand statischer Versuche behandelt: 1. die Zusammenziehung der Verformung auf die Bruchstelle,

[1] P. Ludwik: Z. V. d. I. Bd. 70, S. 379. 1926; Z. Metallkunde Bd. 20, Nr. 2, S. 37. 1928; E. Schmid: ebenda S. 69.

[2] Dissertation. Stuttgart 1925.

[3] W. Kuntze, G. Sachs und H. Sieglerschmidt: Z. Metallkunde Bd. 20, Nr. 2, S. 64. 1928. Mitt. Sonderh. X. 1929.

[4] W. Kuntze s. Anm. 2, S. 18.

[1] Z. Metallkunde Bd. 20, Nr. 2, S. 78. 1928.

Digitized by Google

2. die Verminderung der Zerreißfestigkeit bis unter die Streckgrenze.

Die Zusammenziehung der Verformung wird als Folge der ersten örtlichen Verformung erklärt, die nach der ersten wechselnden Belastung an der betroffenen Stelle eine Verminderung des Verformungswiderstandes bis auf etwa zwei Drittel bis drei Viertel der Streckgrenze hervorruft. Bei mehrmaligem Lastwechsel tritt alsdann wieder eine geringe Erholung des Verformungswiderstandes ein.

Die sich wiederholenden Hin- und Zurückbewegungen sind als Schubvorgänge aufzufassen, die im Gegensatz zu der ersten vorausgegangenen, von Faktoren des Kristallbaues abhängigen Verformung eine Verminderung des Zerreißwiderstandes bis unter die Streckgrenze erzeugen.

Die Lage der dynamischen Ermüdungsgrenze ist durch den gerade vorhandenen Verformungswiderstand nach wiederholter Belastung und durch Verminderung der Zerreißfestigkeit durch die Schubverformung bedingt.

Da die genannten Bedingungen bei statischen Prüfungen zahlenmäßig erfaßt werden können, wird auf den wahrscheinlichen Erfolg einer planmäßigen Untersuchung in dieser Hinsicht aufmerksam gemacht.

Apparat zur Messung der Querschnittsänderungen belasteter Stäbe.

Von **H. Sieglerschmidt**[1].

Die Messung der Querschnittsänderungen eines Stabes unter einer Zug- oder Druckbelastung unterhalb der Streckgrenze stößt insofern auf Schwierigkeiten, als die Dickenänderung des Stabes im Vergleich zu der an sich schon geringen Längsdehnung außerordentlich klein ist. So beträgt die Längsdehnung eines Stahlstabes von 12 mm Dicke bei 10 cm Meßlänge und einer Zugbelastung von 500 kg 0,00209 cm, seine Querkontraktion nur 0,00007 cm. Die Meßapparatur muß also eine sehr hohe Empfindlichkeit in der Anzeige besitzen.

Der von Grüneisen zur Messung der Querkontraktion von Drähten benutzte Interferenzapparat[2] genügt zwar hohen, an die Empfindlichkeit der Apparatur gestellten Anforderungen; er ist aber reichlich umständlich in der Handhabung und Auswertung der Ergebnisse und kommt daher für einfache technische Messungen an dickeren Stäben nicht in Frage.

Aus dem Wunsche heraus, den mit der Querkontraktion und Volumänderung belasteter Stäbe zusammenhängenden Fragen nachzugehen, hat Verfasser das im folgenden beschriebene Meßgerät entworfen, welches die Vorzüge einfacher Bauart und Handhabung und einer für Messungen an dicken Stäben ausreichenden Empfindlichkeit der Anzeige in sich vereinigt.

Das Meßprinzip des Apparates ist aus dem Schema Abb. 1 ersichtlich. Er besteht aus zwei ineinandergreifenden Teilen, dem Rahmen R und dem Kipphebel K.

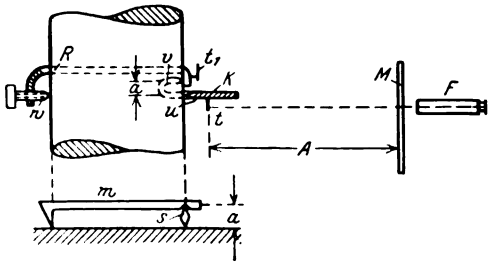


Abb. 1. Meßprinzip.

Rahmen R liegt mittels des Spitzenschräubchens w am Stabe an und greift beiderseits mit zwei Armen (oder ringförmig) um den Stab herum. Am Kipphebel sind drei Schneiden befestigt, eine mittlere u, die gegenüber w am Stabe anliegt, und zwei seitliche v, die sich gegen die beiden Arme des Rahmens stützen. Die Schneiden v liegen senkrecht über der Schneide u; ihr Abstand von u war bei dem hier beschriebenen Apparat $a = 1$ mm. Festes Anliegen der Schneiden und des Schräubchens an Stab und Rahmen wird selbsttätig durch das Eigengewicht des Kipphebels K bewirkt.

Bei der Querkontraktion des Stabes nähern sich die Anlagepunkte w und u des Apparates einander: die hierdurch entstehende Kippbewegung von K um die Scheiden u und v entspricht der Querkontraktion des Stabes und wird mittels eines an K befestigten Spiegels t, der Skala M und des Fernrohres F gemessen.

Für den Abstand A der Skala vom Spiegel ergibt sich ein Übersetzungsverhältnis für die Ablesung der Querkontraktion $\frac{1}{n} = \frac{a}{2A}$ (wo a = Abstand der Schneiden u und v).

Zu berücksichtigen ist, daß der Stab mit fortschreitender Belastung seine Lage im Raume erfahrungsgemäß nicht unverändert beibehält und gleichfalls kleine Drehungen ausführt, die in der Messung der Kippbewegung von K als Fehler enthalten sind. Die Kippbewegung des Stabes im Raume wurde daher mittels eines am Rahmen R befestigten Spiegels t_2 und eines besonderen, im gleichen Abstande A aufgestellten Fernrohres mit Skala gemessen und ist von der Ablesung der Kippbewegung des Hebels K in Abzug zu bringen.

Der Apparat wirkt nicht anders als ein Spiegelapparat $m\,s$ nach Martens (siehe Abb. 1, unterer Teil)[1] mit einer Schneidenbreite a. Die Anordnung mehrerer Schneiden (u, v) hat gegenüber der Anordnung nur einer Schneide (s) beim Martensschen Spiegelapparat den Vorzug, daß die Schneiden einander beliebig nahegerückt werden können und hierdurch das Übersetzungsverhältnis der Vorrichtung sehr groß wird[2].

[1] Original: Meßtechn. Bd. 5, S. 8 bis 13. 1929.

[2] Z. Instrumentenk. Bd. 28, S. 89ff. 1908.

[1] K. Memmler: Das Materialprüfungswesen. Stuttgart: Verlag von Ferd. Enke 1924. S. 123 und 124.

[2] Das Prinzip der Anordnung mehrerer Schneiden oder Spitzen zur Erreichung größerer Meßempfindlichkeit ist bereits beim Dehnungsmesser von Martens-Kennedy zur Anwendung gelangt. Neu ist bei dem hier beschriebenen Apparat die eigenartige Anwendung des Prinzips auf die Messung der Querkontraktion und die in Richtung des Andrucks erfolgende Bewegung der Schneiden.

Digitized by Google

Aus der gleichen Wirkungsweise der beschriebenen Meßvorrichtung und des Martensschen Spiegelapparates folgt weiter, daß die systematischen Fehler beider Apparate die gleichen sind[1]. Sie sind bei den geringen, hier in Frage kommenden Kippbewegungen von K zu vernachlässigen.

Die konstruktive Ausführung der in Abb. 1 nur im Prinzip dargestellten Meßapparatur läßt Abb. 2 bis 4 und das Lichtbild (Abb. 5) erkennen.

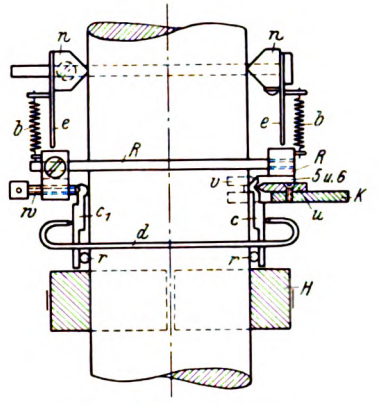


Abb. 2. Gesamtanordnung.

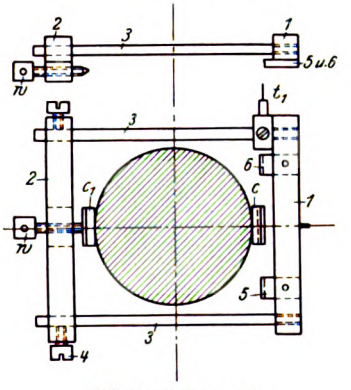


Abb. 3. Rahmen R.

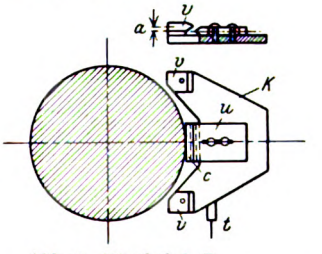


Abb. 4. Kipphebel K.

Abb. 2 bis 4. Meßgerät zur Feststellung der Querkontraktion belasteter Stäbe.

Da es sich bei Vorversuchen gezeigt hatte, daß die Mittelschneide des Kipphebels sich bei der Drehbewegung des letzteren in den Stab eindrückte, wurde zur Vermeidung der hierdurch entstehenden Meßfehler der Apparat nicht direkt am Stabe, sondern an zwei Zwischenstücken c und c_1 angesetzt, die mittels einer Klemmfeder d am Stabe befestigt waren[2]. Schneide u lag in einem Kerb am Zwischenstück c, das Schräubchen w in einem Körner am Zwischenstück c_1. Die Zwischenstücke waren zur Vermeidung des Eindrückens an den Berührungsstellen mit dem Stabe gut abgerundet. Damit sie ihre zur Stabachse parallele Lage bei der Dehnung des Stabes unverändert beibehielten, lagen c und c_1 an den Enden nochmals am Stabe an, und zwar auf zwischengelegten Rollen r.

Rahmen R erhielt zwecks besserer Anpassung an verschiedene Stabdicken (10 bis 40 mm) die in Abb 2 und 3 wiedergegebene Form. Zwei Traversen 1 und 2 aus Duraluminium sind durch Stahldrähte 3 miteinander

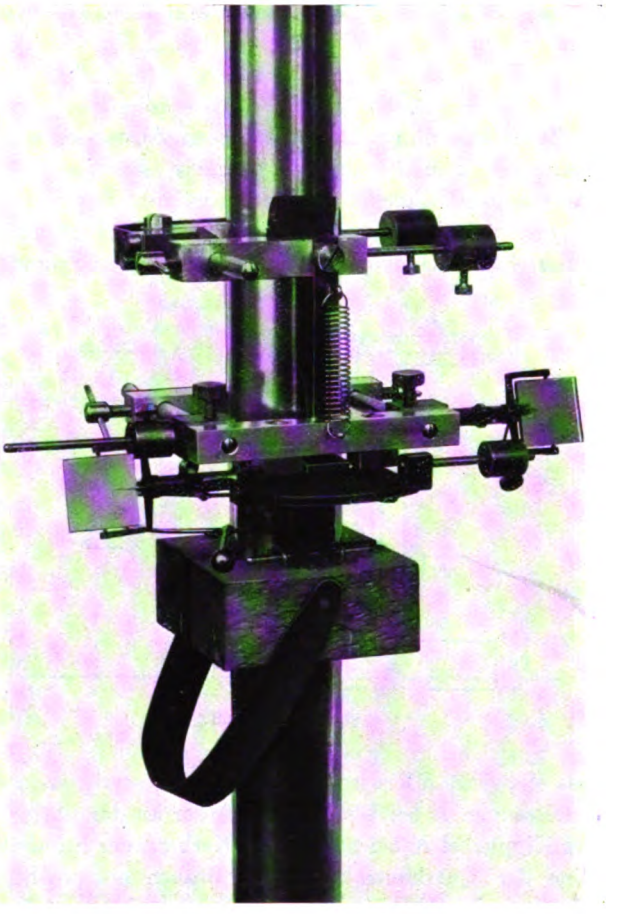


Abb. 5. Meßgerät zur Feststellung der Querkontraktion belasteter Stäbe.

verbunden. Die Drähte sind in Traverse 1 eingeschraubt und in Bohrungen der Traverse 2 durch Klemmschrauben 4 festgehalten. Der Abstand der Traversen kann daher entsprechend der Stabdicke verändert werden. In Traverse 2 ist das Spitzenschräubchen w eingeschraubt; an Traverse 1 sind zwei Stahlstücke 5 und 6 befestigt, an denen Kerben zur Aufnahme der Schneiden v des Kipphebels K angebracht wurden. Letzterer ist nach Abb. 4 eine Platte aus Eisen, auf der die Schneiden u und v angeschraubt sind. Die Einstellung der Schneide u genau senkrecht unter der Verbindungslinie der Schneiden v war dadurch möglich, daß die Befestigungsschräubchen von u am Kipphebel K in einem Schlitz von u verstellbar waren. Die Einstellung der Schneiden wurde mittels eines Mikroskopes beobachtet. Die Befestigung der Spiegel t und t_1 am Rahmen und Kipphebel ist aus Abb. 3 bis 5 ersichtlich.

[1] G. Jensch: Der systematische Fehler der Messung mit dem Martensschen Spiegelapparat. Mitt. Materialpr.-Amt H. 1. 1920.

[2] Bei einigen Versuchen wurde die Klemmfeder fortgelassen; ihr Andruck erwies sich als auf das Meßergebnis ohne Einfluß, ebenso ein verstärkter Andruck der Schneide u.

Digitized by Google

Zur Verhinderung von Lagenänderungen der Schneiden am Apparat und des Apparates am Stabe infolge von Erschütterungen der Maschine war es notwendig, das Gewicht des Apparates durch einige Federn *b b* (Abb. 1 und 5) aufzuheben, die am Rahmen und an einer Klemme *n n* befestigt waren. Der erforderliche Auszug der Federn *b b* konnte leicht am Abstande der an Klemme *n n* befestigten Bleche *e e* vom Rahmen *R* erkannt werden.

Bei der Einstellung des Apparates war darauf zu achten, daß die Platte des Kipphebels und hiermit auch die Schneide *u* sich mit fortschreitender Belastung des Stabes um die zum Stabe senkrechte Stellung als Mittellage drehen soll.

Eichung des Meßgerätes.

Zur Feststellung des senkrechten Abstandes *a* der Schneiden *u* und *v* (Abb. 4) diente das in Abb. 6 dargestellte Eichgerät. Mit der in die Fußplatte *p* eingeschraubten Stange *h* ist bei *S* eine zweite Stange h_1 durch Schneide und Pfanne gelenkartig verbunden.

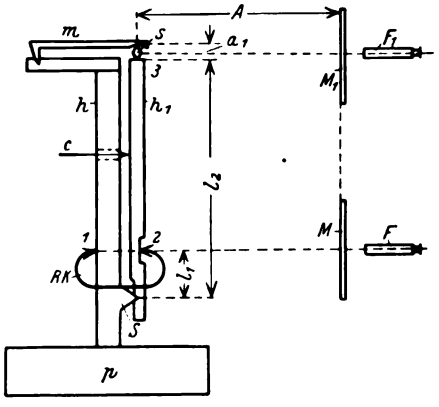


Abb. 6. Eichgerät.

Das Meßgerät *RK* wird bei 1 und 2 angesetzt, und zwar der Rahmen *R* bei 1 in einem Körner an der Stange *h*, der Kipphebel *K* bei 2 in einem Kerb an der Stange h_1. Eine der Querkontraktion von Stäben entsprechende Abnahme des Abstandes der Punkte 1 und 2 wird durch Bewegung der Stange h_1 gegen *h* um die Schneide *S* mittels der Stellvorrichtung *c* bewirkt. Die Horizontalbewegung am Ende der Stange h_1 in der Kerbe bei 3 ist im Verhältnis der Hebelarme l_2/l_1 mal größer als die Änderung des Abstandes 1 bis 2. Die Messung dieser Bewegung mittels eines Martensschen Spiegelapparates *ms*, des Fernrohres F_1 und Maßstabes M_1 ist nach der Skizze ohne weiteres verständlich.

Abb. 7 zeigt die Einrichtung im Lichtbilde. Die Spiralfeder diente zur Aufhängung des Apparates an der Stange *h*.

In Tabelle 1 sind die Ergebnisse einiger Eichungen zusammengestellt. Der Skalenabstand beider Apparate (*ms* und *RK*, Abb. 6) betrug $A = 1136{,}1$ mm. Hierfür betrug die Übersetzung des Spiegelapparates *ms* 1:500, so daß also: $^1/_{10}$ mm an der Skala M_1 gleich $^1/_{5000}$ mm Verschiebung am Kerb 3. Für bestimmte, mittels der Stellvorrichtung bei *c* bewirkte Einstellungen λ_1 an der Skala M_1 ergeben sich die Ablesungen λ_2 an der Skala M[1] des zu eichenden Meßgerätes und die Zunahmen $\Delta\lambda_2$, gemessen in $^1/_{10}$ mm an der Teilung der Skala. Zu berechnen ist hieraus der Schneidenabstand *a* des Meßgeräts und der Skalenabstand für die angenommene Übersetzung 1:4000.

Tabelle 1. Eichung des Meßgerätes.

Einstellung λ_1 in $^1/_{1000}$ mm an der Skala des Spiegelapparates *m s* (Abb. 6)		200	400	600	800	1000
Ablesung λ_2 in $^1/_{10}$ mm an der Skala zum Meßgerät *RK*	Reihe 1	181	362	543	725	906
	Reihe 2	181	362	544	725	906
	Mittel	181	362	544	725	906
Zunahme $\Delta\lambda_2$		181	181	182	181	181

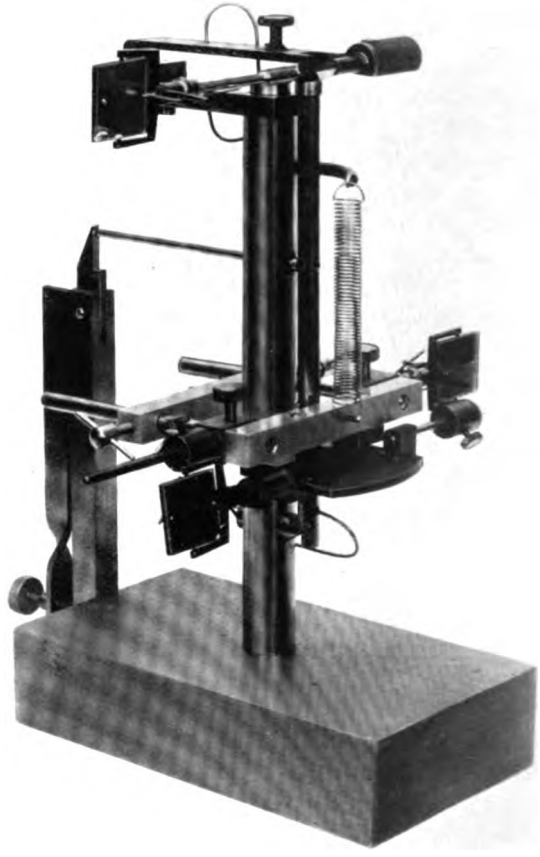


Abb. 7. Eichgerät zur Bestimmung des Schneidenabstands *a*.

Die Zahlenwerte in Tabelle 1 lassen erkennen, daß innerhalb des im Verhältnis zur elastischen Kontraktion von Zugstäben verhältnismäßig groß gewählten Ablesungsbereiches Proportionalität zwischen Einstellung λ_1 und Ablesung λ_2 der Querbewegung besteht. Für die Stufe $\lambda_1 = 0 - 1000\,\frac{\text{mm}}{5000}$ ergab sich $\lambda_2 = 906$ Ableseeinheiten und das Verhältnis $\lambda_1/\lambda_2 = 1{,}104$.

Unter Berücksichtigung der Übersetzung

$$\lambda_1/\lambda_2 = 0{,}20096$$

am Hebel h_1 des Eichgeräts und der Schneidenbreite $a_1 = 4{,}546$ mm des Martensschen Spiegelapparats *s*

[1] In Abb. 1 und 6 ist der Übersichtlichkeit der Darstellung wegen nur ein Fernrohr mit Skala zu den Spiegelapparaten *t* und t_1 des Meßgerätes *RK* eingezeichnet.

[2] Nach Rückeinstellung auf $\lambda_1 = 0$ ging auch die Ablesung λ_2 auf den Wert 0 zurück.

Digitized by Google

ergab sich der gesuchte Abstand der Schneiden u und v zu

$$a = \frac{\lambda_1}{\lambda_2} \cdot \frac{l_1}{l_2} \cdot a_1 = 1{,}0086 \text{ mm}$$

und für eine Übersetzung $n = 1:4000$ des Meßgeräts der Skalenabstand

$$A = \frac{a \cdot n}{2} = \frac{1{,}0086 \cdot 4000}{2} = 2017 \text{ mm}.$$

Bestimmung der Querkontraktion an Stahlstäben.

Zur Ausprobung des Apparates dienten Rundstäbe aus Stahl verschiedenen Durchmessers, und zwar ein Stab, gezeichnet 1 von 12 mm Durchmesser und zwei Kontrollstäbe[1] K 13 und K 22 von 25 und 40 mm Durchmesser.

[1] Kontrollstäbe dienen zur Ermittelung der Fehler in der Belastungsanzeige von Materialprüfungsmaschinen (K. Memmler: Das Materialprüfungswesen, 2. Auflage, 1924, S. 128ff.). Die Abhängigkeit der elastischen Dehnung dieser Stäbe von der Zugbelastung wird durch oft wiederholte Eichung auf besonderen Maschinen genau festgestellt.

Die vorliegende Untersuchung bezweckte keine erschöpfende systematische Feststellung des Verhältnisses $\mu = \varepsilon_q/\varepsilon$ der Querzusammenziehung ε_q zur Längsdehnung ε sowie der Volumänderung der Stäbe bei verschieden hohen Zugspannungen. Hierzu reichen die wenigen, bisher erlangten Versuchsergebnisse nicht aus und es bedarf weiterer umfangreicher Prüfungen und eines größeren, mit Stäben verschiedener Zusammensetzung und Vorbehandlung erlangten Zahlen- und Erfahrungsmaterials. Die Versuche sollen zunächst nur zeigen, daß die Einrichtung bei sorgsältiger Ausführung ihren Zweck erfüllt, und ein Urteil erlauben, ob μ sich mit der Größe der auf den Stab wirkenden Zugkraft wesentlich ändert.

In Tabelle 2 bis 4 sind die Ergebnisse der an den Stäben ausgeführten Messungen zusammengestellt. Die Belastung wurde stufenweise erhöht und bei jeder Stufe die Längsdehnung λ_q und Querkontraktion λ_q gemessen.

Die an den dünneren Stäben 1 und K 13 gemessenen Querkontraktionen (Tabelle 2 und 3) sind — besonders bei den kleinen Laststufen — verhältnismäßig

Tabelle 2. Querkontraktion des Stahlstabes 1.
Stabdurchmesser $d = 1{,}200$ cm, Elastizitätsmodul $E = 2110000$ kg/cm², Stabquerschnitt $f = 1{,}131$ cm², Meßlänge (Längsdehnung) $l = 10$ cm.

Belastung P	kg	500	1000	1500	2000
Spannung $\sigma = \frac{P}{f}$	kg/cm²	442	884	1326	1768
Längsdehnung λ	cm · 10^{-5}	209	419	629	840
Zunahme $\Delta\lambda$		209	210	210	211
$\varepsilon \cdot 10^{-6} = \frac{\Delta\lambda}{l} \cdot 10^{-6}$		209	419	629	840
Querkontraktion λq in $\frac{\text{cm}}{400000}$	Reihe 1	29	59	87,5	117
	Reihe 2	29	58	87,5	117
	Reihe 3	29	58	(87)	117
	Mittel	29,0	58,3	87,4	117,0
Zunahme $\Delta\lambda q$		29,0	29,3	29,2	29,5
$\varepsilon_q \cdot 10^{-7} = \frac{\lambda q}{d} \cdot 10^{-6}$		60,4	121,5	182,3	243,7
Poissonsche Zahl $\mu = \frac{\varepsilon_q}{\varepsilon}$		0,289	0,290	0,290	0,290
Spezifische Volumzunahme $\gamma\ 10^{-7}$		882	1775	2642	3522
Kubische Kompressibilität $\chi \cdot 10^{-9} = 3\frac{\gamma}{\sigma} 10^{-9}$		600	602	599	598

Tabelle 3. Querkontraktion des Stahlstabes K 13.
Stabdurchmesser $d = 2{,}500$ cm, Elastizitätsmodul $E = 2121000$ kg/cm², Stabquerschnitt $f = 4{,}909$ cm², Meßlänge (Längsdehnung) $l = 15$ cm.

Belastung P	kg	2000	4000	6000	8000	10000
Spannung $\sigma = \frac{P}{f}$	kg/cm²	407	815	1222	1630	2037
Längsdehnung λ	cm · 10^{-5}	288,7	577,9	867,8	1158,5	1450,0
Zunahme $\Delta\lambda$		288,7	289,2	289,9	290,7	291,5
$\varepsilon \cdot 10^{-6} = \frac{\lambda}{l} \cdot 10^{-6}$		192	385	578	772	967
Querkontraktion λq $\frac{\text{cm}}{400000}$	Reihe 1	56	112	168	223	279
	Reihe 2	56	112	168	223	279
	Reihe 3	56	112	167	223	279
	Mittel	56	112	168	223	279
Zunahme $\Delta\lambda q$		56	56	56	55	56
$\varepsilon_q \cdot 10^{-6} = \frac{\Delta q}{d} \cdot 10^{-6}$		56	112	168	223	279
Poissonsche Zahl $\mu = \frac{\varepsilon_q}{\varepsilon}$		0,292	0,292	0,291	0,289	0,289
Spezifische Volumzunahme $\gamma\ 10^{-7}$		800	1609	2418	3257	4085
Kubische Kompressibilität $\chi \cdot 10^{-9} = 3\frac{\gamma}{\sigma} \cdot 10^{-9}$		591	594	594	600	603

Digitized by Google

Tabelle 4. Querkontraktion des Stahlstabes K 22.

Stabdurchmesser $d = 3{,}998$ cm, Elastizitätsmodul $E = 2078000$ kg/cm², Stabquerschnitt $f = 12{,}56$ cm², Meßlänge (Längsdehnung) $l = 20$ cm.

Belastung P . . . . . kg		5000	10000	15000	20000	25000	30000	35000	40000	45000	50000
Spannung σ . . . . . kg/cm²		398	797	1195	1594	1990	2390	2787	3186	3581	3980
Längsdehnung λ . . . . . cm · 10^{-5}		386,5	772,5	1158,4	1544,4	1930,8	2317,7	2705,5	3094,5	3484,8	3876,8
Zunahme $\Delta\lambda$		386,5	386,0	385,9	386,0	386,4	386,9	387,8	389,0	390,3	392,0
$\varepsilon \cdot 10^{-7} = \frac{\lambda}{l} \cdot 10^{-7}$		1933	3863	5792	7722	9654	11589	13528	15473	17424	19384
Querkontraktion λq in $^1/_{400000}$ cm	Reihe 1	89	178	268	357	447	536	627	717	807	897
	Reihe 2	91	180	269	359	448	538	629	719	809	899
	Reihe 3	90	179	268	357	447	537	626	716	806	896
	Mittel	90,0	179,0	268,3	357,7	447,3	537,0	627,3	717,3	807,3	897,3
λq berichtigt[1]		90,4	179,3	268,2	357,6	446,9	536,1	626,5	716,3	805,9	895,5
Zunahme $\Delta\lambda q$		90,4	88,9	88,9	89,4	89,3	89,2	90,4	89,8	89,6	89,6
$\varepsilon q \cdot 10^{-7} = \frac{\lambda q}{d} \cdot 10^{-7}$		565	1120	1679	2239	2793	3351	3915	4477	5037	5597
Poissonsche Zahl $\mu = \frac{\varepsilon q}{\varepsilon}$		0,292	0,290	0,290	0,290	0,289	0,289	0,289	0,289	0,289	0,289
Spezifische Volumzunahme $\gamma \cdot 10^{-7}$		803	1622	2432	3241	4063	4879	6587	5605	7332	8168
Kubische Kompressibilität $\chi \cdot 10^{-9} = 3 \cdot \frac{\gamma}{\sigma} \cdot 10^{-9}$		605	611	610	610	612	612	612	613	614	615

[1] Unter Berücksichtigung des Maschinenfehlers.

klein. Hier wäre ein größere Übersetzung des Meßgeräts (kleinerer Schneidenabstand a, größerer Skalenabstand A) im Interesse einer genaueren Ermittlung von λ_q erwünscht gewesen.

Das Verhältnis $\mu = \varepsilon_q/\varepsilon$ der auf die Einheit des Stabdurchmessers d bezogenen Querkontraktion ε_q zu der auf die Einheit der Meßlänge bezogenen Längsdehnung ε streut für die untersuchten Stäbe zwischen 0,289 und 0,292, ist also etwas höher als der von Grüneisen für Stahldrähte gefundene Mittelwert $\mu = 0{,}287$.

Die μ-Zahlen zeigen bei Stab 1 ein geringes Ansteigen, bei den Stäben K 13 und K 22 ein geringes Abnehmen mit zunehmender Belastung. Im Mittel war μ bei der elastischen Formänderung der Stäbe und bei Spannungen bis zu 4000 kg qcm fast konstant.

Zu einer genaueren Feststellung der gesetzmäßigen Änderung von μ mit der Spannung des Stabes bedarf es, wie gesagt, eines größeren Zahlenmaterials[1]. Das gleiche gilt von den für die spezifische Volumenzunahme γ und die „kubische Kompressibilität" $\varkappa$[2] erhaltenen Zahlenwerten:

Aus ε und ε_q ergibt sich die Volumenzunahme eines Kubikzentimeters des Stabinhaltes zu

$$\gamma = (1 + \varepsilon)(1 - \varepsilon_q)^2 - 1 = \sim \varepsilon(1 - 2\mu) \qquad (1)$$

und die spezifische Volumenzunahme, bezogen auf je 1 kg/cm² Zugspannung in den drei Achsenrichtungen des Würfels („Kubische Kompressibilität" nach Grüneisen):

$$\varkappa = 3\,\frac{\gamma}{\sigma}\,^{*} \qquad (2)$$

$\varkappa$ ergab sich nach Tabelle 2 bis 4 für die Stärke 1 und K 13, übereinstimmend mit dem von Grüneisen für Stahl gefundenen Wert im Mittel zu 0,000000600, für K 22 etwas höher als bei Grüneisen zu 0,000000612. Hierbei ist zu beachten, daß der Elastizitätsmodul E des Stabes K 22 kleiner war als der von Stab 1 und K 13.

[1] Für die elastischen Dehnungen von Kontrollstäben leitete Jensch eine Beziehung

$$\lambda = \frac{P \cdot l_0}{E_0 F_0} + n\,\frac{P_2 \cdot l_0}{E_0^2 F_0^2} + \cdots$$

ab, die durch die Erfahrung oftmals bestätigt wurde und dem tatsächlichen Verhalten der Stäbe recht gut entspricht (vgl. K. Memmler: Das Materialprüfungswesen, Stuttgart 1924, Verlag von F. Enke, S. 130). Es bedeutet l_0 die Meßlänge, E_0 den Elastizitätsmodul, F_0 den Stabquerschnitt für den Beginn der Untersuchung, n einen Faktor, der aussagt, um wieviel der Elastizitätsmodul (kg/mm²) abnimmt, wenn die Spannung um 1 kg/mm² abnimmt.

Zur Kontrolle und weiteren Entwicklung dieser Beziehung ist eine recht genaue Feststellung der gesetzmäßigen Änderung von μ mit der Spannung des Stabes erwünscht.

[2] Siehe Grüneisen: Anm. 1, S. 260, 2. Spalte.

* Für $\sigma = 1$ kg/cm² Spannung in der Zugrichtung ist $\varepsilon = \frac{1}{E}$, somit nach Gl. (1): $\gamma = \frac{1 - 2\mu}{E}$ und die Volumvergrößerung des Würfels bei Beanspruchung in allen drei Achsenrichtungen $\varkappa = 3\gamma = 3\,\frac{1 - 2\mu}{E}$. Die Gleichung gilt unter der Voraussetzung, daß für die Zugbeanspruchung in einer Achsenrichtung festgestellte Volumänderung γ/σ sich auch bei Beanspruchung in einer anderen Achsenrichtung ergeben hätte, also — streng genommen — nur unter der Annahme homogenen Materials.

Digitized by Google

Die Anwendbarkeit des Apparates erstreckt sich nicht allein auf Untersuchung des elastischen Verhaltens der Stäbe. Bei Feststellungen der Streckgrenze und Untersuchung der Verformung an Stäben bei Spannungen oberhalb der Streckgrenze kann entsprechend der gröberen Messung die Übersetzung des Apparates kleiner gewählt und die Ausführung (z. B. durch Fortlassung der Zwischenstücke c und c_1 einfacher gestaltet werden.

Die Versuche sollen zur weiteren Klärung der angeregten Fragen fortgesetzt und auf Stähle verschiedener Vorbehandlung und Zusammensetzung ausgedehnt werden. Daß die Vorbehandlung des Materials von wesentlichem Einfluß auf die Größe des Elastizitätsmoduls — also vermutlich auch auf μ und $\varkappa$ — ist, lassen die stark streuenden E-Zahlen des Stahls und anderer Baustoffe erkennen und ist von Kuntze durch eine systematische Untersuchung von Kupferstäben nachgewiesen worden[1].

Weiter interessiert auch die genaue Feststellung der μ-Zahlen reiner Metalle, da sich nach Grüneisen[2] ein Zusammenhang zwischen μ und anderen physikalischen Eigenschaften der Stäbe (Elastizitätsmodul, Wärmeausdehnung u. a.) nachweisen läßt.

[1] Mitt. Sonderh. V. 1929. Vgl. auch S. 3 bis 7.
[2] Ann. Physik Bd. 25, S. 847. 1908.

Kerbzähigkeit und statische Kennziffern.

Von **W. Kuntze**[1].

Zur Mechanik des Bruchvorganges.

Nach der vorherrschenden Anschauung tritt der Bruch eines Werkstückes dann ein, wenn die beanspruchenden Kräfte den Kohäsionswiderstand erreichen[2]. Nun ist aber der Kohäsionswiderstand mit dem Grade der Verformung veränderlich. Man kann mithin für den Bruch eines verformungsfähigen Werkstoffes, der sich ja bei jeder Beanspruchung verformt, nicht einen dem Ausgangszustand eigentümlichen Ursprungswert der Kohäsion verantwortlich machen, sondern einen durch die Verformung veränderten Wert. Bei Kenntnis der mit zunehmender Verformung veränderlichen Kohäsionswerte kann man dieselben zugleich mit den wahren Spannungen, die infolge der Belastung bei zunehmender Dehnung auftreten, in das übliche Spannungs-Dehnungs-Schaubild einzeichnen. Der Kohäsionswiderstand wird alsdann von den belastenden Kräften im Schnittpunkt beider Kurven erreicht, durch welchen der Bruch gekennzeichnet und der Dehnung des Versuchskörpers ein Ende bereitet ist.

Die Kurve der wahren Spannungen wechselt aber ihr kennzeichnendes Aussehen bei Änderung der Versuchsgeschwindigkeit. Nimmt die Verformungsgeschwindigkeit zu, so wachsen die Verformungswiderstände, und die Kurve der wahren Spannungen steigt daher steiler an[3]. Hierdurch wird auch der Schnittpunkt der Kohäsionskurve mit der Kurve der wahren Spannungen verlegt, so daß in einem solchen Falle die Bruchdehnung einen anderen Wert annehmen kann.

[1] Original: Arch. Eisenhüttenwes. 2. Bd., S. 583—590. 1928/29.

[2] A. Rejtö: Die innere Reibung der festen Körper (Leipzig: Arthur Felix 1897), S. 4; P. Ludwik: Elemente der technologischen Mechanik (Berlin: Jul. Springer 1909), S. 49; G. Sachs: Ber. Werkstoffaussch. V. d. Eisenh. Bd. 58, S. 3. 1925; E. Maurer und R. Mailänder: Stahleisen Bd. 45, S. 409—423. 1925; W. Schwinning und K. Matthaes: Mitt. Dt. Verb. Materialpr. Techn. Bd. 78, S. 5. 1927.

[3] A. Martens: Handbuch der Materialienkunde für den Maschinenbau (Berlin: Jul. Springer 1898), Teil I, S. 197; P. Ludwik: s. unter 2, S. 44; Phys. Z. Bd. 10, S. 411—417. 1909; R. Plank: Z. V. d. I. Bd. 56, S. 17. 1912; G. Welter: Z. Metallkunde Bd. 16, S. 6—11. 1924.

Will man nun zu einer Auswertung dieser Erkenntnisse kommen, so ist es erforderlich, daß man außer den Kohäsionswerten den Einfluß der Versuchsgeschwindigkeit auf den Verlauf der Dehnungskurve kennt. Darüber gibt es keine Kennziffern. M. Moser[1] hat die Begriffe „Arbeitsschnelligkeit“ und „Arbeitsträgheit“ geprägt. Nach seinen Darlegungen würden arbeitsschnelle Stoffe auch bei der geringen Zeit, die ihnen bei schlagartiger Beanspruchung zur Verfügung steht, der Verformung nachkommen können; der Einfluß der Versuchsgeschwindigkeit wäre bei ihnen also nicht groß. Arbeitsträge Stoffe könnten aber innerhalb der zur Verfügung stehenden geringen Zeitspanne der Verformung nicht nachkommen. Hier wäre der Einfluß der Versuchsgeschwindigkeit groß. Als zahlenmäßigen Ausdruck für die Arbeitsschnelligkeit gibt Moser an Hand der Kerbschlagprobe die „Grenzschlaggeschwindigkeit“ an, das ist die Höhe der Schlaggeschwindigkeit, deren Überschreitung maßgebend für das Abweichen des Werkstoffes vom Größtwert des bei der Arbeitsaufnahme sich beteiligenden Raumes der Kerbschlagprobe ist. Gemeint ist also dasjenige Maß der Geschwindigkeit, bei dem der Körper beginnt, spröde zu brechen. Dieser Maßstab ist für die hier gewählte bildliche Erklärung der Vorgänge nicht verwertbar, wie man aus dem Folgenden ersehen wird.

Die Werkstoffe können nämlich auch bei sehr geringer Zeitspanne der Verformung voll nachkommen, es müssen nur die hierzu erforderlichen Kräfte groß genug werden können. Das beweisen eine Reihe von Versuchen[2], in denen bei schlagartiger Beanspruchung übereinstimmend die Bruchdehnung sogar etwas größer gefunden wurde als bei statischer Beanspruchung. Wenn nun, wie die Tatsachen beweisen, bei schlagartiger Beanspruchung die Stoffe sowohl gänzlich spröde als auch unter unein-

[1] M. Moser: Kruppsche Monatsh. Bd. 5, S. 48—58. 1924.

[2] O. Fuchs: Z. V. d. I. Bd. 64, S. 273—277. 1920; F. Körber und R. H. Sack: Mitt. K.-W.-Inst. Eisenforsch. Bd. 4, S. 11—29. 1922; R. Mailänder: Kruppsche Monatsh. Bd. 4, S. 39—51. 1923. Vgl. auch G. Sachs und G. Fiek: Der Zugversuch (Leipzig: Akademische Verlagsgesellschaft m. b. H. 1926), S. 141.

Digitized by Google

geschränkter Verformung brechen können, so liegt das nicht allein daran, daß deren Verformung von der Geschwindigkeit im verschiedenen Maße abhängig ist, wie im folgenden bewiesen werden soll. Die Hauptrolle spielt hierbei die Kohäsion. Spröde brechende Stoffe haben eine im Vergleich zu ihrem Verformungswiderstand geringe Kohäsion, und der Mosersche Begriff „Grenzschlaggeschwindigkeit" dürfte eher andeuten, daß bei dieser Geschwindigkeit die Verformungswiderstände die Kohäsion erreicht haben (wie das schon von Ludwik gedeutet worden ist), als daß darin eine alleinige Kennzeichnung der mehr oder weniger großen Trägheit des Stoffes in bezug auf seine Verformung liegen sollte.

Die Notwendigkeit einer Kohäsionsprobe ist schon mehrfach betont worden[1]. Eine solche ist unter möglichst einfachen Versuchsbedingungen nicht gut möglich, indessen läßt sich der Begriff einer „Trennfestigkeit" als diejenige Zug- oder Zerreißfestigkeit aus den Festigkeitswerten verschieden tief eingekerbter Proben extrapolieren, die bei vollkommener Verformungsbehinderung infolge denkbar stärkster Einkerbung eintritt[2]. Es ergab sich hierbei, daß die so ermittelte Trennfestigkeit größer wird, wenn der Werkstoff vorher gereckt worden ist, und zwar steigt sie nach Abb. 1a bis zu einem Reckgrad, der dem Einschnürungsbeginn, also der Höchstlast des Werkstoffes, entspricht, linear und erheblich schneller an, als der bis dahin erreichte, für die Verformung erforderliche Widerstand, der durch die Kurve 1 der wahren Spannungen gekennzeichnet ist. Alsdann vermindert sich bei weiterer Reckung (im Fließkegel) die Zunahme der Trennfestigkeit, und schließlich fällt die Kurve derselben steil bis zum Schnittpunkt mit der Kurve der wahren Spannungen im Zerreißpunkt des gestreckten Stabes herab. Die Trennfestigkeit ist also gewissermaßen infolge des Einschnürvorganges erschöpft worden, und die Zerreißfestigkeit (beim Bruch) des Zugstabes kann also als eine durch Erschöpfung herabgeminderte Trennfestigkeit angesehen werden.

Zum besseren Verständnis des Begriffes der Trennfestigkeit mag hier noch eingefügt werden, daß dieselbe im Gegesatz zu den übrigen Kennziffern eine von der Gestalt der Probenform unabhängige Stoffkonstante darstellt. Sie ist diejenige Bruchfestigkeit, die auch ein verformungsfähiger Stoff besitzen würde, falls ihm die Möglichkeit genommen wird, sich weiter zu verformen. Sind aber Verformungen des Stoffes der Ermittlung der Trennfestigkeit vorausgegangen, so geben in verschiedenem Maße verformte Körper auch verschiedene Werte für die Trennfestigkeit, weil ja der Stoff durch die Verformung ein anderer geworden ist. Die Werte der Trennfestigkeitskurve in Abb. 1a sind daher mit Hilfe von besonderen Proben ermittelt worden, die im voraus Verformungen verschiedenen Grades erfahren hatten, und an denen nun unter Behinderung weiterer Verformung die Bruchfestigkeit, also die Trennfestigkeit, ermittelt wurde[1]. Für jeden Stoff ist die Trennfestigkeit im vorliegenden Zustande des Stoffes eine Konstante. Da aber jeder verformungsfähige Stoff (wie eingangs erwähnt) bei seiner Beanspruchung, die schließlich zum Bruch führt, Verformungen durchmacht, die seinen stofflichen Charakter ändern, so ist auch nicht die Trennfestigkeit im Ausgangszustand für seinen Bruch maßgebend.

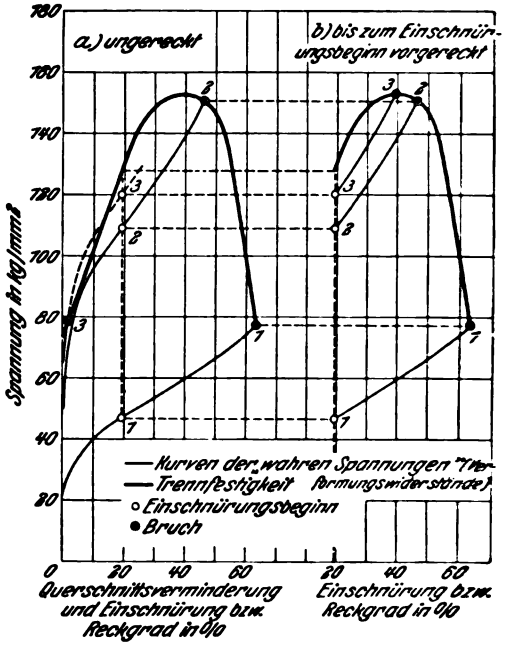


Abb. 1a und b. Kurve der mit der Reckung veränderlichen „Trennfestigkeit" für Flußstahl mit 0,18% C; Kurve der „wahren Spannungen" (1) und schematische Darstellung von Kurven der wahren Spannungen bei erhöhter Versuchsgeschwindigkeit (2 und 3).

sondern ein Trennfestigkeitswert, der seiner Gesamtverformung beim Bruch entspricht; diese ist aber wiederum festgelegt durch den Schnittpunkt von Trennfestigkeitskurve und Formänderungskurve (Kurve der wahren Spannungen). Die Trennfestigkeitskurve stellt sonach diejenigen Spannungen dar, die jeweils nach zunehmender Verformung des Stoffes erforderlich wären, um einen nunmehr verformungslosen Bruch zu erzeugen.

Bei wachsender Versuchsgeschwindigkeit nimmt nun die Kurve der wahren Spannungen und damit der Schnittpunkt eine andere Lage im Schaubild ein. Die Spannungskurven 2 und 3 in Abb. 1a sollen erhöhten, also beliebig angenommenen Geschwindigkeitsgraden entsprechen. Sie sind versuchstechnisch nicht ermittelt, aber entsprechend den bisherigen Erfahrungen eingezeichnet worden. Für die Richtigkeit ihrer angenommenen Lage und Gestalt sprechen die Tatsachen, daß erstens die Widerstände mit der Geschwindigkeit steigen, zweitens der Verformungsvorgang an sich nicht unterbunden wird, also die Punkte

[1] P. Ludwik: Z. Metallkunde Bd. 16, S. 207—212. 1924.

[2] W. Kuntze: Arch. Eisenhüttenwes. Bd. 2, S. 109—117. 1928/29 (Gr. E: Werkstoffaussch. 129). Vgl. auch S. 7. Im einschlägigen Schrifttum wird meist die Zerreißfestigkeit des Zugstabes (im Gegensatz zur Bruchfestigkeit = Verformungs- oder Gleitwiderstand) als Kohäsionsbegriff angesehen (P. Ludwik: Zugfestigkeit, Kohäsion, Bruchgefahr. Wien 1926). Vom Standpunkte der Physik aus gehören auch diejenigen Festigkeitswerte zu den Kohäsionseigenschaften, die den Widerstand gegen das Verschieben der Teilchen anzeigen (Lueger: Lexikon der gesamten Technik; Landolt-Börnstein: Phys.-Chem. Tabellen). Der Verfasser hat, um mit diesen Anschauungen nicht im Widerspruch zu stehen, im folgenden den Begriff Kohäsion nunmehr vermieden und für diejenige Spannung, die zur Trennung bei Unterbindung weiterer plastischer Verformung erforderlich ist, den Begriff Trennfestigkeit eingeführt.

[1] Anm. 2, S. 28.

Digitized by Google

beginnender Einschnürung 2 und 3 senkrecht über 1 liegen müssen[1], drittens die Tangenten in den Punkten beginnender Einschnürung 2 und 3 als mathematische Beziehung festliegen[2]. In Abb. 1b ist dasselbe Schema für die bis zum Einschnürungsbeginn vorgereckte Probe zur Anschauung gebracht worden. Auch für die Kurven 2 und 3 beider Schaubilder kennzeichnet deren Schnittpunkt mit der Trennfestigkeitskurve[3] den Eintritt des Bruches. Beide Darstellungen zeigen, daß bei dynamischer wie bei statischer Beanspruchung der Bruch von dem wenn auch verwickelten Zusammenwirken zwischen Verformungswiderstand und Trennfestigkeit abhängig ist. Beispielsweise geht aus beiden Abbildungen die Eigentümlichkeit hervor, daß bei angenommener gleicher Versuchsgeschwindigkeit, die der Spannungskurve 3 zugrunde liegt, die Probe im ungereckten Zustande keine Einschnürung aufweist, währnd im stark gereckten Zustand ein Einschnürung möglich ist, was nur auf die kennzeichnende Gestalt der Trennfestigkeitskurve zurückzuführen ist. Diese Erscheinung findet übrigens im zweiten Teil dieser Arbeit ihre Bestätigung. Als Folge der durch die Trennfestigkeitskurve abgegrenzten Verformungsfähigkeit tritt eine entsprechende Veränderung der Arbeitsaufnahmefähigkeit und damit auch der Kerbzähigkeit bei wechselnder Geschwindigkeit ein.

Zur Bestätigung der gegebenen Auffassung sollen die nachfolgenden Versuche dienen, die den hervortretenden Einfluß der Trennfestigkeit auf den Wert der Kerbzähigkeit kennzeichnen sollen.

Zusammenhänge zwischen Kerbzähigkeit und den Festigkeits- sowie Verformungseigenschaften bei Werkstoffen gleicher chemischer Zusammensetzung.

In den bisher bekanntgewordenen Forschungen ist ein klarer Zusammenhang zwischen der Kerbzähigkeit und den sonstigen Gütemaßstäben der metallischen Werkstoffe nicht festgestellt worden. Es haben im Gegenteil die gefundenen Widersprüche zu der Auffassung beigetragen, daß mit Hilfe der Kerbschlagbiegeprobe Stoffeigenschaften erfaßt werden, die bei den übrigen Prüfungen nicht hervortreten. Aus einer Zusammenstellung der Kerbzähigkeitswerte nach dem Grade der Dehnung (Abb. 2)[4] sieht man, daß für Chrom-Nickel- und Nickelstähle eine auffallende Abhängigkeit der Kerbzähigkeit von den Werten der Einschnürung ψ und Bruchdehnung δ vorhanden ist. Störungen in dieser Abhängigkeit sind zahlreich vorhanden, aber der Größe nach von untergeordneter Natur. Für Kohlenstoffstähle ist die Abhängigkeit vom Verformungsvermögen nicht ausgeprägt weil die Störungen überwiegen. Indessen sind aus solchen Zusammenstellungen, wie schon erwähnt, keine genügenden Erkenntnisse zu sammeln, um so mehr als die chemische Zusammensetzung innerhalb beider Gruppen nicht die genau gleiche ist.

In den folgenden bildlichen Gegenüberstellungen wurden Verformungsvermögen (Brucheinschnürung ψ), Verformungswiderstand (Zugfestigkeit σ_B)[1], Trennwiderstand (Trennfestigkeit s_T) und Verfestigungsvermögen (Reck- oder Ziehgrad) auseinandergehalten, weil das Arbeitsvermögen eines Werkstoffes von diesen vier Begriffen bestimmt wird[2]. Die Gesamteinschnürung beim

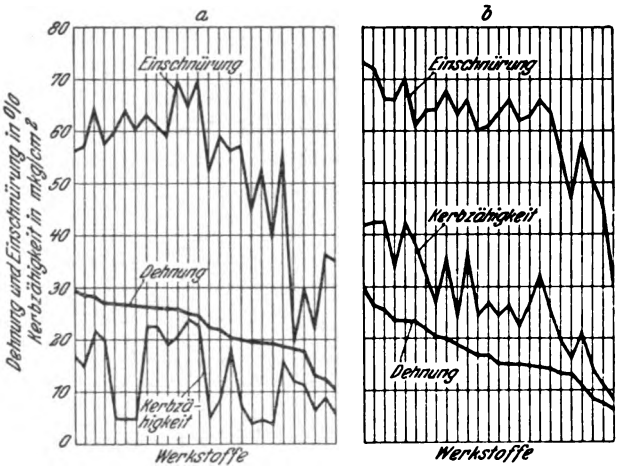


Abb. 2a und b. Einordnung der Kerbzähigkeit nach der Bruchdehnung für Kohlenstoffstähle (links) und Nickel- und Chrom-Nickel-Stähle (rechts) nach Ehrensberger.

Bruch wurde noch unterteilt in den Anteil ψ_B bis zum Beginn der örtlichen Einschnürung (Gleichmaßverformung) und die eigentliche Fließkegeleinschnürung $\psi' = \frac{100(\psi - \psi_B)}{100 - \psi_B}$. Auch das Verhältnis zwischen Trennfestigkeit und Zugfestigkeit (s_T/σ_B) wurde zum Vergleich herangezogen[3]). Zur Feststellung der Kerbzähigkeit wurden nicht die üblichen normalen Probenformen (*a* und *b* in Abb. 3), sondern eine ringsherum eingekerbte (Abb. 3c) verwendet, die einseitig eingespannt mit einem von M. Rudeloff entworfenen Pendelschlagwerk geschlagen wurde. Diese Probenwahl wurde mit Rücksicht darauf vorgenommen, daß mit ihr gleichmäßigere Werte erzielt wurden als bei den normalen Probenformen mit einseitiger Einkerbung. Die Kerbzähigkeit ist bei der gewählten Probenform naturgemäß verhältnismäßig gering, weil das Verformungsvermögen stark unterbunden ist.

Unter Berücksichtigung der obengenannten vier Faktoren läßt sich in Abb. 4 der Verlauf des komplexen Wertes der Kerbzähigkeit von Flußstahl, der zwischen 0

[1] Daß bei dynamischer Beanspruchung häufig eine etwas größere Dehnung gefunden wurde als bei statischer, soll für diese Darstellung als nicht ausschlaggebend unberücksichtigt bleiben.

[2] M. Considère: Die Anwendung von Eisen und Stahl bei Konstruktionen (Wien 1888); W. v. Moellendorff und J. Czochralski: Z. V. d. I. Bd. 57, S. 1014—1020. 1913; F. Körber: Mitt. K.-W.-Inst. Eisenforsch. Bd. 3, S. 1—15. 1922; Fr. Nielsen: Stahleisen Bd. 42, S. 1687. 1922.

[3] Die Trennfestigkeitskurve wurde als unabhängig von der Geschwindigkeit angenommen, da für die Feststellung ihrer Einzelwerte eine plastische Verformung nicht in Frage kommt.

[4] Entnommen aus S. Ehrensberger: Stahleisen Bd. 27, S. 1797—1809 und 1833—1839. 1907; Z. V. d. I. Bd. 51, S. 1974—1982 und 2065 - 2070. 1907.

[1] P. Ludwik: Z. V. d. I. Bd. 71, S. 1533—1538. 1927.

[2] Auf diese vier Grundeigenschaften weist besonders G. Sachs hin: Grundbegriffe der mechanischen Technologie der Metalle (Leipzig: Akademische Verlagsgesellschaft m. b. H. 1925), S. 34; Z. V. d. I. Bd. 70, S. 1167—1169. 1926; G. Sachs und G. Fiek: Der Zugversuch (Leipzig: Akademische Verlagsgesellschaft m. b. H. 1926), S. 18.

[3] Vgl. P. Ludwik: Z. V. d. I. Bd. 70, S. 379. 1926; P. Ludwik: Zugfestigkeit, Kohäsion und Bruchgefahr (Wien: Hölder-Pichler 1926).

Digitized by Google

und 1200° abgeschreckt wurde, gut begründen: Solange mit zunehmender Abschrecktemperatur das Verformungsvermögen (ψ, ψ', ψ_B) sich noch nicht wesentlich ändert (Abschreckbereich 0 bis 800°), steigt bei wachsendem Verformungswiderstand (σ_B) und wachsender Trennfestigkeit (s_T)[1] auch die Kerbzähigkeit (a_K) an. Fallen aber die Verformungsfähigkeit und die Trennfestigkeit s_T bei Abschrecktemperaturen über 950° schnell herab, so fällt auch die Kerbzähigkeit steil herunter. Obgleich in diesem Gebiet der Verformungswiderstand σ_B ansteigt, verliert er trotzdem an Einfluß auf die Kerbzähigkeit, weil bei so geringem Verformungsvermögen ein größerer Einfluß des Verformungswiderstandes nicht denkbar ist. Am ähnlichsten verlaufen die Kurven für die Trennfestigkeit und die Kerbzähigkeit. Sie unterscheiden sich lediglich dadurch, daß ihre Höchstpunkte im Schaubild seitlich gegeneinander verschoben sind (bei 800 bzw. 950°). Dies zeigt aber nur, daß hier der steil ansteigende Verformungswiderstand (σ_B) noch auf die Kerbzähigkeit einwirkt, während Trennfestigkeit s_T und Verformungsvermögen ψ allmählich herabsinken.

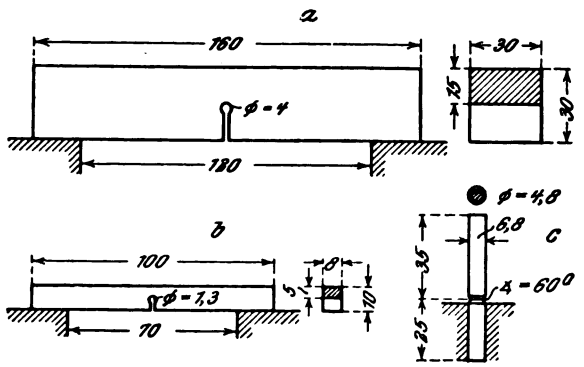


Abb. 3a, b und c. Einige Probenformen und Abmessungen für die Kerbzähigkeitsprüfung.

Diese beiden Eigenschaften stehen insofern in einem gewissen Zusammenhang miteinander, als ja die Verformungsmöglichkeit nach Abb. 1 durch einen Wert der Trennfestigkeit begrenzt wird. Nun findet allerdings, wie schon mitgeteilt wurde, die Begrenzung des Verformungsvermögens bei einschnürenden Stoffen durch einen Endwert der Trennfestigkeit statt, die nach vorangegangener Steigerung infolge Reckens durch den Einschnürungsvorgang erheblich herabgemindert wurde, wohingegen die in Abb. 4, 5 und 6 dargestellten Trennfestigkeitskurven ungeschwächte Werte, also die Trennfestigkeit von ungereckten oder nur bis zum Einschnürungsbeginn vorgereckten Stäben, die die Herabminderung im Einschnürungsgebiet nicht durchgemacht haben, enthalten. Die Kurven der Trennfestigkeits- und Verformungswerte in Abb. 4 stehen also doch nicht in ganz so eindeutiger Beziehung zueinander, weil die letzten sich auf einen Endzustand beziehen, die ersten aber den Ausgangszustand des Stoffes darstellen.

In Abb. 4 fällt noch auf, daß die Kurve des statischen — aus dem üblichen Zugversuch ermittelten — Arbeitsvermögens A einen gänzlich anderen Verlauf nimmt als die Kurve der Kerbzähigkeit, die ja das dynamische Arbeitsvermögen darstellt. Dieser hier deutlich hervortretende Unterschied zwischen statischen und dynamischen Vorgängen läßt sich nun leicht mit Hilfe der Trennfestigkeitswerte erklären: Ist die Trennfestigkeit, wie beispielsweise im nicht abgeschreckten Zustande, verhältnismäßig gering, so wird die infolge schlagartiger Beanspruchung steil ansteigende Verformungskurve durch die Trennfestigkeit begrenzt werden, bevor plastische

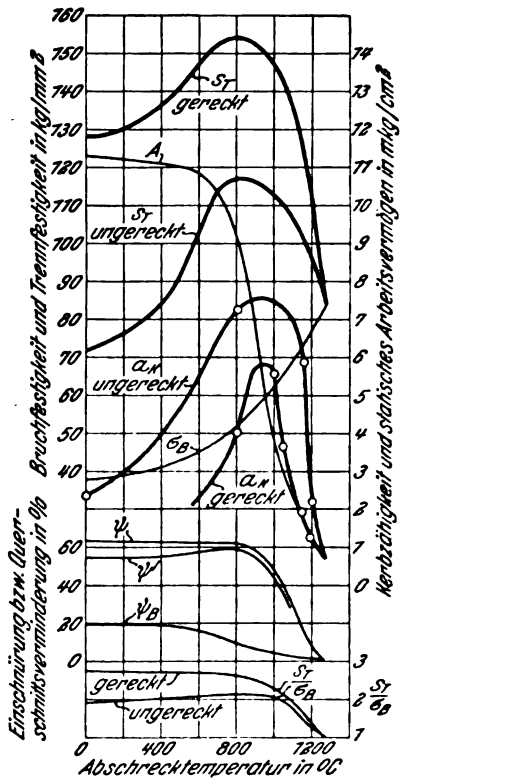


Abb. 4. Abhängigkeit statischer Kennziffern und der Kerbzähigkeit von der Abschrecktemperatur bei Flußstahl mit 0,18% C; s_T = Trennfestigkeit im ungereckten bzw. bis zum Einschnürungsbeginn vorgereckten Zustande, σ_B = Bruchfestigkeit (Verformungswiderstand), a_K = Kerbzähigkeit, A = statisches Arbeitsvermögen, Ψ = Brucheinschnürung, Ψ' = Fließkegeleinschnürung, Ψ_B = gleichmäßige Querschnittsverminderung unter der Höchstlast.

Dehnungen auftreten, und das an und für sich große (statische) Arbeitsvermögen wird durch die geringe Trennfestigkeit unterbunden. Ist aber die Trennfestigkeit groß (bei 800° Abschrecktemperatur), so kann sich die Probe vor Erreichen der Trennfestigkeit plastisch dehnen. Durch die Verformung wiederum wird der an sich hohe Ausgangswert der Trennfestigkeit noch mehr erhöht, so daß durch diese gegenseitige Förderung der Vorgänge die Kerbzähigkeit bedeutend ansteigen muß. In Abb. 4 ist der Zusammenhang zwischen Kerbzähigkeit und Trennfestigkeit offensichtlich. Zahlenmäßig bleibt aber diese Übereinstimmung nicht immer so einfach bestehen, wenn der Werkstoff vorher gereckt wurde. Hierdurch steigt die Trennfestigkeit an, die Kerbzähigkeit nimmt indessen ab, weil ja durch das Recken ein Teil des Arbeitsvermögens vorweggenommen ist. Stellt man also die Trenn-

[1] Bei den folgenden Gegenüberstellungen ist der Ausgangswert der Trennfestigkeit des jeweilig zu untersuchenden Stoffes oder Stoffzustandes herangezogen worden. Daß nicht dieser Wert beim Bruch eines Körpers aus dem zu untersuchenden Stoff zu überwinden ist, sondern ein veränderter, welcher der beim Bruchvorgang entstandenen Verformung entspricht, wurde schon eingangs ausführlich geschildert. Trotzdem dürfte von Wert sein, daß auch der Ausgangswert im engen Zusammenhang mit der Kerbzähigkeit steht.

Digitized by Google

festigkeits- und Kerbzähigkeitswerte derjenigen Proben gegenüber, die nach dem Abschrecken bis zur Höchstlast gereckt bzw. nicht gereckt wurden, so findet man, daß durch das Recken der Verlauf der Kurven zwar nicht verändert wird; für den gereckten Zustand liegt indessen die Trennfestigkeitskurve über, die Kerbzähigkeitskurve unter den entsprechenden Kurven für den ungereckten Zustand. Die Abnahme der Kerbzähigkeit infolge Vorwegnahme eines Teiles des Arbeitsvermögens bei starkem Recken ist also größer als die gleichzeitige Zunahme infolge der Erhöhung der Trennfestigkeit. Bei sehr kleinen Reckungen, wo die Vorwegnahme von Arbeitsvermögen noch gering ist, fällt nach Abb. 5a die Kerbzähigkeit deshalb sehr stark herab, weil die Trennfestigkeit hierbei noch nicht im selben Verhältnis angestiegen ist wie der anfängliche Verformungswiderstand, also etwa die Streckgrenze. Es wirkt hier also nicht die absolute Größe der Trennfestigkeit auf den Wert der Kerbzähigkeit ein, sondern die Abnahme des Wertes ihres Verhältnisses zum Verformungswiderstand. Bei größeren Reckungen wird dies Verhältnis zwar günstiger, dort spielt aber die Vorwegnahme von Arbeitsvermögen eine ausgleichende Rolle. Bei größeren Reckgraden ist Neigung zu einem geringen Wiederanstieg der Kerbzähigkeit vorhanden. Dies wird an Hand der Abb. 1 verständlich, wo für die eingezeichnete Spannungslinie 3 im ungereckten Zustande keine, im vorgereckten Zustande aber eine Einschnürung möglich ist.

Beim Ziehen in der Düse (Abb. 5b) tritt ebenfalls eine Verminderung der Kerbzähigkeit ein, solange der Ziehgrad noch gering ist. Bei gleichzeitiger noch schnellerer Verringerung des Verformungsvermögens ψ und ψ' ist hier der Abfall der Kurve ausgeprägter. Bei stärkeren Ziehgraden nimmt die Fließkegeleinschnürung ψ' aber wieder zu (ψ bleibt konstant), woraus die gleichzeitige Zunahme der Kerbzähigkeit bei höheren Ziehgraden erklärt werden kann. Unterbricht man den Ziehvorgang (in der Abbildung bei einem Ziehgrad von 13 und 36%) und reckt im Anschluß daran weiter, so bekommt man den zahlenmäßig gleichen Verformungswiderstand σ_B, den man erhalten hätte, wenn man statt des Reckens den Ziehvorgang fortgeführt hätte. Das Verformungsvermögen (ψ, ψ_B) wird indessen kleiner als beim Ziehen. Mithin erhält man folgerichtig eine kleinere Kerbzähigkeit. Aus Abb. 6 geht hervor, daß sich der Baustahl St 48 beim Recken ganz gleichartig verhält wie Kupfer.

Der Quotient s_T/σ_B hat, wie aus den Abbildungen zu ersehen ist, für die Kerbzähigkeit eine bedingte Bedeutung. Das ist nicht anders zu erwarten, da ja während der Schlagbeanspruchung, die zum Bruch führt, σ_B und s_T, und zwar beide je nach der Vorbehandlung in verschiedenem Maße, ihren ursprünglichen Wert ändern und somit der ursprüngliche Wert des Quotienten für den endgültigen Bruchzustand nicht maßgebend ist. Es zeigt aber Abb. 4, daß im ungereckten Zustande dem Höchstwert des Quotienten auch eine höchste Kerbzähigkeit entspricht.

Trennfestigkeit und Kerbzähigkeit stehen, wie die Gegenüberstellungen ergaben, in naher Verwandtschaft zueinander. Eine sehr geringe Trennfestigkeit bedeutet ein geringes Arbeitsvermögen. Eine hohe Trennfestigkeit bedeutet auch bei großer Belastungsgeschwindigkeit eine Erhöhung der Verformungsfähigkeit, und die Verformung erhöht während der Schlagbeanspruchung wiederum die ursprüngliche Trennfestigkeit noch mehr, wodurch das Arbeitsvermögen mit doppelter Wirkung steigt. Diese gegenseitige Förderung von Trennfestigkeit und Verformung erklärt auch die großen Wertunterschiede, denen die Kerbzähigkeit bei wechselnden Versuchszuständen: Temperatur, Versuchsgeschwindigkeit, Probengestalt, Vergütungen, häufig unterworfen ist. Bei solchen Änderungen der Vorbedingungen wird das Verformungsvermögen und in Abhängigkeit davon als weitere Folge die Veränderlichkeit der Trennfestigkeit (die bei stofflichen Veränderungen natürlich an sich schon einen anderen Wert angenommen haben kann) während der schlagartigen Beanspruchung beeinflußt, so daß die gegenseitige Einwirkung beider Faktoren eine sehr plötzliche Änderung der Kerbzähigkeit hervorbringen muß (Übergangsgebiet).

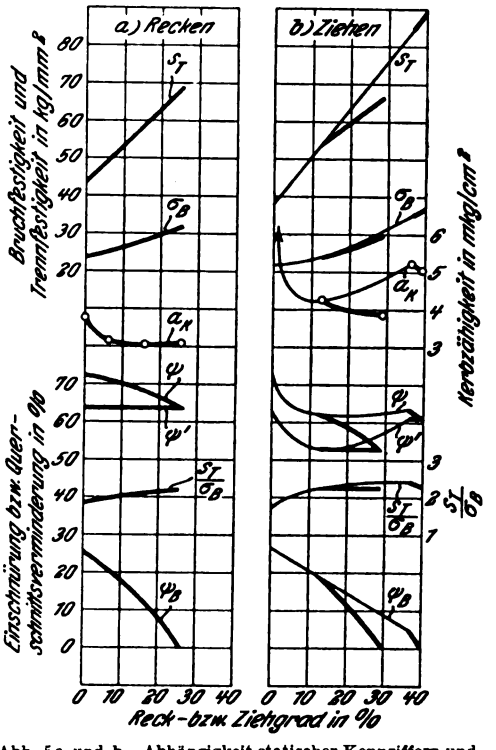


Abb. 5a und b. Abhängigkeit statischer Kennziffern und der Kerbzähigkeit vom Reck- bzw. Ziehgrad bei Kupfer. —— Recken; —— Ziehen.

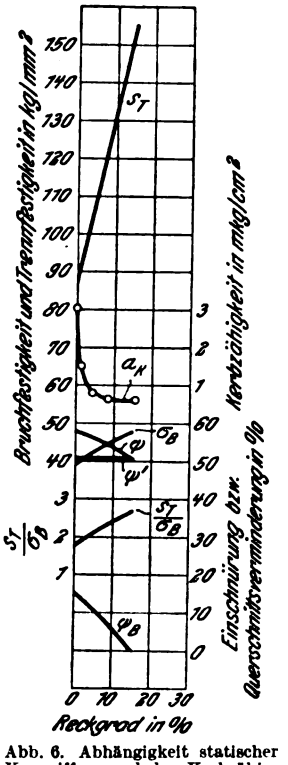


Abb. 6. Abhängigkeit statischer Kennziffern und der Kerbzähigkeit vom Reckgrad für Baustahl St 48.

Es erklärt sich also das kritische Ansteigen oder Abfallen der Kerbzähigkeit bei irgendwelchen Zustands, änderungen aus dem Wesen der Trennfestigkeit alleinund es ist nicht notwendig, zugleich so plötzlich Änderungen der Arbeitsschnelligkeit anzunehmen. Nach den Versuchen von Moser[1]) hat die Arbeitsschnelligkeit auch erst dann einen Einfluß, wenn eine gewisse kritische

[1] M. Moser: Anm. 1, S. 27.

Digitized by Google

Schlaggeschwindigkeit, die „Grenzschlaggeschwindigkeit" überschritten ist. Dies erklärt, wie schon erwähnt, Ludwik[1] damit, daß bei dieser kritischen Geschwindigkeit der Verformungswiderstand so weit angestiegen ist, daß er die Köhäsion überwindet. Erläutert wurde dieser Vorgang schon bei der Besprechung von Abb. 1a, in welcher die (statische) Spannungskurve 1 und die Trennfestigkeitskurve wirkliche Zahlenwerte für einen Flußstahl mit 0,18% C enthalten. Man sieht hier deutlich, daß die beiden sehr nahe aneinanderliegenden Spannungskurven 3 und 2, die etwas oberhalb und unterhalb der Grenzschlaggeschwindigkeit liegend angenommen wurden, ein sehr kleines bzw. sehr großes Arbeitsvermögen (= Kerbzähigkeit) erzeugen, je nachdem ob die Kurve der Trennfestigkeit sofort geschnitten wird, oder gerade noch oberhalb der Spannungskurve verbleibt. Im letzten Falle findet erst nach voller Auswirkung das Verformungsvermögen durch eine erschöpfte Trennfestigkeit seinen Abschluß. Es dürften hiernach zur Kennzeichnung eines Werkstoffes nicht nur die beiden von Moser eingeführten Begriffe Arbeitskonstante (das ist die Arbeitsmenge, die die Raumeinheit beansprucht) und Arbeitsschnelligkeit genügen. Die gleichzeitige Kenntnis der Trennfestigkeit ist schon deshalb erforderlich, weil bei gleicher Arbeitsschnelligkeit eine verschieden hohe Trennfestigkeit verschiedene Kerbzähigkeitswerte ergeben muß. Die Trennfestigkeit ändert ihren Wert häufig bei Abänderung der Vorbehandlung des Werkstoffes im anderen Sinne und in größerem Ausmaße als die übrigen statischen Festigkeitseigenschaften. Man hat es somit in der Hand, bei geeigneter Vorbehandlung die Trennfestigkeit günstiger zu beeinflussen als die Bruchfestigkeit und Streckgrenze, wodurch die Kerbzähigkeit steigen muß. Durch nachfolgendes Walzen oder Recken kann natürlich dieser Vorteil wieder zunichte gemacht werden.

Zusammenhänge zwischen Kerbzähigkeit und Verformungsfähigkeit bei Stoffen verschiedener chemischer Zusammensetzung.

Die so dargestellten Vorgänge zeigen, daß man gar nicht einmal den im übrigen so notwendigen Begriff einer Arbeitsschnelligkeit zu berücksichtigen braucht, um zu erkennen, daß die Kerbzähigkeit eine komplexe Größe ist, die sich von statischen Faktoren, insbesondere der Trennfestigkeit, dem Verformungswiderstand, dem Verformungs- und dem Verfestigungsvermögen, herleiten läßt. Dieser allerdings sehr verwickelte Zusammenhang ist noch schwieriger erkennbar beim Vergleich von Stoffen verschiedener chemischer Zusammensetzung. Dies liegt daran, daß diese sich zwar wesensgleich, aber zahlenmäßig verschieden verhalten. Beispielsweise bringt eine Zusammenstellung von Stoffen verschiedener chemischer Zusammensetzung (Abb. 7) keine Klarheit über die vorhergehend dargelegten Beziehungen, obgleich die gewählte Probenform mit eingedrehtem Kerb eine große Gleichmäßigkeit der Werte verbürgt. Trotz dieser Probenform, die ja infolge der Schärfe ihrer Einkerbung die Dehnung stark behindert, erkennt man wiederum nur — wie auch in Abb. 2 mit der normalen Probenform — den überragenden Einfluß des Verformungsvermögens ψ auf die Kerbzähigkeit; während aber gerade die Trennfestigkeit s_T und der Verformungswiderstand σ_B sich hier gar nicht mit der Kerbzähigkeit in Einklang bringen lassen. Es ist das auch deshalb verständlich, weil ja diese Stoffe verschiedener chemischer Zusammensetzung keine einheitliche, vergleichbare Vorbehandlung aufweisen.

Es entsteht also die Frage, ob es gelingt, einen vergleichbaren Zustand herzustellen. Eine vergleichbare Vorbedingung mag dann vorliegen, wenn die Werkstoffe nach bestimmten Grundsätzen geglüht werden. Es muß durch das Glühen eine möglichst vollkommene Erweichung erreicht werden und zugleich ein möglichst feines Korn erhalten bleiben. Bei Stählen ist dieser Zustand verhältnismäßig leicht zu erreichen, da dieselben innere

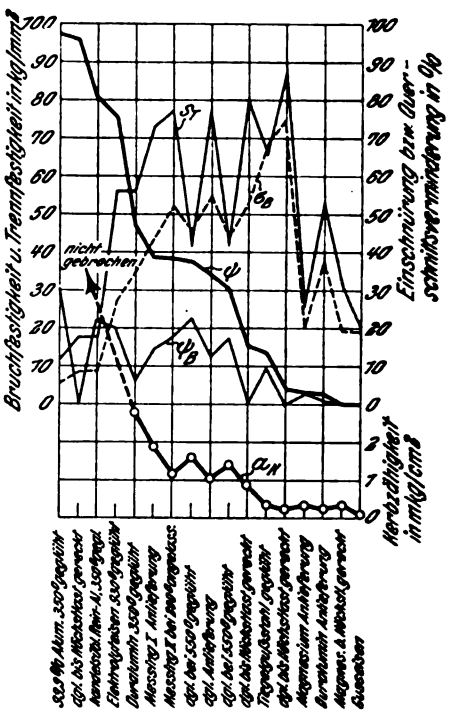


Abb. 7. Gegenüberstellung der Kerbzähigkeit mit den statischen Kennziffern für Werkstoffe verschiedener chemischer Zusammensetzung.

Umwandlungen durchmachen, durch welche die Vorgeschichte ausgeschaltet wird. Nach einer Ausglühung von Flußstahl bei 900° ist, nachdem ein solches Umwandlungsgebiet eben überschritten ist, feines Korn vorhanden. Bei den übrigen Werkstoffen (reinen Metallen), die keine Umwandlung durchmachen, sind die obigen Bedingungen schwieriger zu erfassen, weil Erweichung und Kornverfeinerung mit steigender Temperatur entgegengesetzt verlaufen. Es ist hier eine Ausglühung bei derjenigen Temperatur Bedingung, die oberhalb der Rekristallisationstemperatur, aber unterhalb der Temperatur der Grobkristallisation liegt. Ist dieser „Grundzustand"[1] erfüllt, so dürfen auch Werkstoffe verschiedener chemischer Zusammensetzung mit Aussicht auf Erfolg verglichen werden können.

Bei einer Reihe so behandelter Stoffe wurden nun versuchsweise Kerbzähigkeit und Brucheinschnürung in Abb. 8 miteinander verglichen, weil ja der Zusammenhang

[1] Ludwik: Stahleisen Bd. 43, S. 1427. 1923.

[1] F. Saeftel und G. Sachs: Z. Metallkunde Bd. 17, S. 155. 1925.

Digitized by Google

beider Faktoren schon immer hervortrat. Die starke Kurve stellt die Beziehungen beider Werte dar. Die Nebenkurven (dünn gezeichnet), die von der Hauptkurve abzweigen, entsprechen irgendwelchen Behandlungen, die die Werkstoffe, ausgehend vom ausgeglühten Zustande, erfahren haben, also z. B. Recken, Ziehen, Walzen, Vergüten, Überhitzen. Aus dem Verlauf der starken Kurve erkennt man, daß im Grundzustand zur Brucheinschnürung des Zugstabes eine betimmte normale Kerbzähigkeit zugehört. Durch Vorbehandlungen des Werkstoffes kann sich nun die Kerbzähigkeit in andrem Maße ändern als die Brucheinschnürung. Man sieht, daß durch Vergüten (Abschrecken von Flußstahl) die Kerbzähigkeit außerordentlich günstig im Vergleich zur Brucheinschnürung ausfällt. Auch bei Messing zeigt der Anlieferungszustand (gezogen) verhältnismäßig günstige Kerbzähigkeitswerte im Vergleich zur Brucheinschnürung.

Es gibt also — was meist weniger bekannt sein dürfte — Zustände, bei denen der statische Zugversuch fast Sprödigkeit, die dynamische Kerbschlagprüfung Zähigkeit ergibt. Die häufige Behauptung, daß die Sprödigkeit von der Kerbschlagprobe empfindlicher angezeigt wird als vom statischen Zugversuch, trifft nach diesem Tatbestand also nicht immer zu. Für diesen Fall könnte jedenfalls auch das Umgekehrte behauptet werden.

Geringfügiges Recken hingegen vermindert die Kerbzähigkeit beträchtlich, während die Brucheinschnürung nur wenig abnimmt (Kupfer, Flußstahl, Baustahl St 48). Auch Überhitzen ergibt bekanntlich infolge von Kornwachstum eine geringe Kerbzähigkeit. Bei 900° geglühter Flußstahl ergab bei einer Glühung von 1000° eine Verminderung der Kerbzähigkeit um 60%, was in der entsprechenden Nebenkurve zum Ausdruck kommt.

An diesem Schaubild, das allerdings nur mit Hilfe ringsherum eingekerbter Proben — die normalen Probenformen ergeben zuviel Streuwerte — entwickelt werden konnte, läßt sich also leicht überblicken, infolge welcher Vorbehandlung ein Werkstoff eine verhältnismäßig (im Vergleich zur Brucheinschnürung) günstige oder ungünstige Kerbzähigkeit besitzt. Es geht daraus hervor, daß eine günstige Kerbzähigkeit im allgemeinen durch Vergütungen zu erreichen ist, nicht aber durch Verfestigung des Werkstoffes durch Recken.

Sind nun bei Zimmertemperatur geprüfte Werkstoffe sehr empfindlich gegenüber schlagartiger Beanspruchung, wohingegen sie statisch an Festigkeit und Dehnfähigkeit nichts eingebüßt haben, so müßten solche Stoffe aus der empirischen Gesetzmäßigkeit herausfallen. Es wurden daher einige Werkstoffe in das Schaubild aufgenommen, die sich im Betriebe als außerordentlich schlagempfindlich gezeigt hatten und zum Teil die Ursache von Unfällen gewesen waren. Diese sind entnommen aus zwei flußstählernen Baugerüsthaken (Stabeisen von 30 und 26 mm ⌀) verschiedener Herkunft und einer flußstählernen Gebäudestütze (I-P-Eisen Nr. 60) mit aufgenieteten Gurtplatten. Bei einem der Baugerüsthaken (Nr. II, 30 mm ⌀) war beim Geraderichten des schlankeren Teiles durch Hammerschläge der etwa 1,5 m von der Aufschlagstelle des Hammers entfernte Haken in seiner, wahrscheinlich durch Kaltrecken hervorgerufenen Krümmung abgesprungen. Infolge plötzlichen Bruches des anderen Hakens (Nr. I, 26 mm ⌀) war ein Hängegerüst abgestürzt. Die Gebäudestütze war durch bloßes Umstürzen und Auffallen auf am Boden liegende Trägerteile ohne sichtbare Verformung quer durchgebrochen. Die Zugversuche für alle drei Werkstoffe ergaben, wie häufig in solchen Fällen, keinen Aufschluß, sondern zeigten im Gegenteil gutes Verformungsvermögen und gute Festigkeit. In die Augen springend ist aber die Tieflage der Kerbzähigkeitswerte für die Werkstoffe der beiden Baugerüsthaken im Schaubild. Besonders auffallend ist, daß die Kerbzähigkeit im ausgeglühten Zustande für die Werkstoffe beider Haken erheblich zu tief gegenüber dem üblichen Flußstahl liegt.

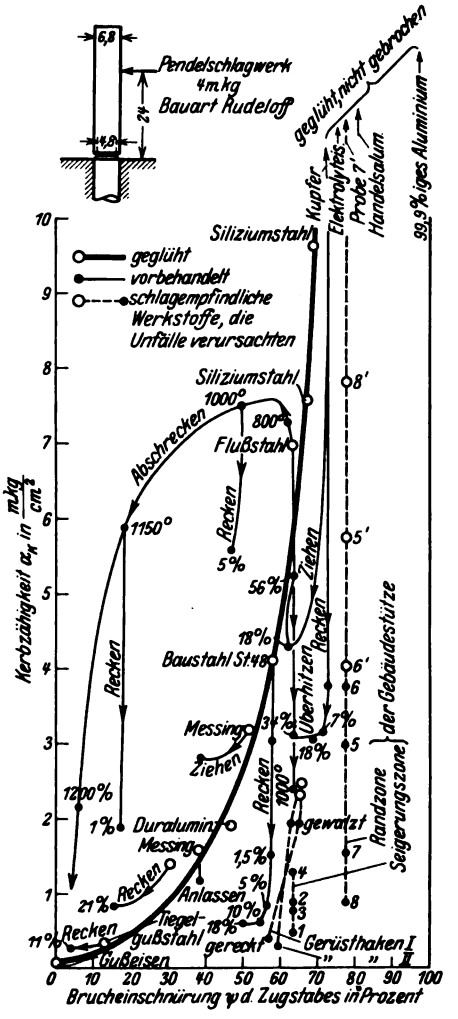


Abb. 8. Beziehungen zwischen Kerbzähigkeit und Brucheinschnürung des Zugstabes für verschiedene Werkstoffe bei Zimmertemperatur.

Dementsprechend fallen im angelieferten (gewalzten) und mehr noch nachträglich gereckten Zustande die Werte auf ein Kleinstmaß herunter. Daß diese Werkstoffe zu Unfällen Anlaß geben konnten, dürfte aus dieser Gegenüberstellung erklärlich sein[1].

[1] Die metallographische Untersuchung der beiden Flußstähle ergab keine Klärung der geringen Kerbzähigkeit. Die Werkstoffe wiesen die bei schwach kohlenstoffhaltigem Stahl übliche Zonenbildung infolge von Phosphor- und Schwefelseigerung auf, die aber nicht verantwortlich gemacht werden kann, da die niedrigen Kerbzähigkeitswerte der Randzone entstammten. Die Kernzone war noch schlagempfindlicher. Das Kleingefüge zeigte ebenfalls den üblichen Aufbau geglühten, kohlenstoffarmen Flußstahls. Grobe, nichtmetallische

Digitized by Google

Auch Proben der gebrochenen Gebäudestütze ergaben Kerbzähigkeitswerte, die im Vergleich zu der sehr großen Brucheinschnürung (und ebenfalls guten Festigkeit sehr gering waren. Es wurden Proben aus dem Flansch des I-Trägers entnommen, weil dieser der meist beanspruchte Teil des Profils ist. Die Proben 1 bis 4 entstammen der Seigerungszone (vgl. Abb. 9) und ergaben sehr geringe Werte. Die Proben 5 bis 8 und 5′ bis 8′ wurden der Randzone entnommen. Die letzteren (5′ bis 8′) waren bei 900° $^1/_2$ Stunde lang ausgeglüht worden. Die Werte aus der Randzone lassen erkennen, daß der Stahl große Schwankungen in der Kerbzähigkeit und ebenfalls sehr viele niedrige Werte aufweist. Selbst die geglühten Proben fallen weit nach rechts aus der Normalkurve heraus, d. h. die Kerbzähigkeit ist im Vergleich zu der großen Brucheinschnürung gering. Nur die Probe (Nr. 7′), die nicht gebrochen ist, dürfte vielleicht der Normalkurve genügen. Es zeigte sich also auch an diesem Beispiel, daß ein Werkstoff, der zu einem unerwarteten Bruch bei dynamischer Beanspruchung Anlaß gegeben hatte, im Vergleich zu einer großen Brucheinschnürung des Zugstabes recht ungünstige Zähigkeitswerte aufwies.

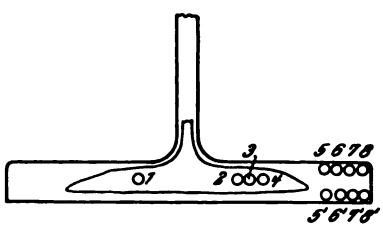


Abb. 9. Entnahme der Kerbschlagproben aus Kern und Randzone der gebrochenen Gebäudestütze I-P-Eisen Nr. 60.

Nach den angeführten Beispielen zu urteilen, dürfte die empirisch entwickelte Normalkurve in Abb. 8 ihre Berechtigung haben. Versucht man sich den Verlauf und die Anpassung der verschiedensten geglühten Werkstoffe an dieser Kurve zu erklären, so spricht hierfür, daß die Kerbzähigkeit — weil sie einen Arbeitsaufwand darstellt — an und für sich schon vom Verformungsvermögen abhängt. Nun ist aber dieses wiederum abhängig von dem Quotienten $\frac{\text{Trennfestigkeit}}{\text{Bruchfestigkeit}}$, denn je mehr die Trennfestigkeit die Bruchfestigkeit übersteigt, um so größer muß die Fließkegeleinschnürung sein. Da nun dieser Quotient bei den verschiedensten Behandlungen des Werkstoffes, z. B. Recken, Vergüten, sehr veränderlich wird, im geglühten Zustande hingegen eine allen bisher untersuchten Werkstoffen eigentümliche, verhältnismäßig einfache Gesetzmäßigkeit aufweist[1], so erscheint es sehr wohl erklärlich, daß im geglühten Zustande die ebenfalls von der Trennfestigkeit abhängige Kerbzähigkeit mit der Brucheinschnürung eine für vielleicht alle gebräuchlichen und auf ähnlicher Grundlage entstandenen Werkstoffe ein genügend gültiges und brauchbares empirisches Gesetz eingeht. Nach Moser ist die Schlagarbeit (Kerbzähigkeit) = Arbeitskonstante × Arbeitsraum (verformtes Volumen). Die Arbeitskonstante wurde — wenigstens für verschiedene geglühte Kohlenstoffstähle — proportional der Brucheinschnürung gefunden. Der Arbeitsraum war für alle Stoffe gleich groß, wenn er seinen (einer bestimmten Probengestalt entsprechenden) Größtwert erreichte. Ist das der Fall, so wäre für geglühte Kohlenstoffstähle die Kerbzähigkeit proportional der Brucheinschnürung. Das wäre ein ähnliches Gesetz, wie es in Abb. 8 zum Ausdruck kommt, nur daß hier die Beziehung nicht linear verläuft, wahrscheinlich deshalb, weil der Arbeitsgrößtraum auch geglühter Proben bei Stoffen geringer Einschnürung kleiner ist. Die Kerbzähigkeit wird nun geringer, wenn bei gereckten oder fehlerhaften Stoffen der spezifische Größtarbeitsraum nicht erreicht wird (Werte unterhalb und rechts der Normalkurven), sie wird größer, wenn bei vergüteten Stoffen (vgl. Moser) die Arbeitskonstante erhöht wird (Werte oberhalb und links der Normalkurve).

Voraussetzung für eine solche Gesetzmäßigkeit sind natürlich immer die genau gleiche Probenform und -größe und die gleichen Abmessungen des Pendelhammers; denn bekanntlich ist das Kicksche Ähnlichkeitsgesetz nicht ohne weiteres auf die Kerbschlagprobe anwendbar[1], es sei denn, daß man den Begriff der Ähnlichkeit im weitesten Sinne auf Zeit- und Temperaturmaße ausdehnt. Ferner dürfte diese Gesetzmäßigkeit nur dann einigermaßen sicher auftreten, wenn man nicht einseitig eingekerbte (wie die augenblicklich gebrauchten) Proben anwendet, sondern Proben, bei denen sowohl Zug- und Druckseite von der Einkerbung im gleichen Maße berührt werden[2]. Es ist nicht der Zweck dieser Arbeit, zahlenmäßige Gesetze zu entwickeln, es dürften aber die nahen Zusammenhänge zwischen statischem und dynamischem Verhalten Beachtung verdienen. In Abb. 8 würden alle Werte, die rechts von der Normalkurve liegen, auf ein schlechtes dynamisches Verhalten des Werkstoffes im Vergleich zu seinen statischen Eigenschaften schließen lassen, während alle Werte, die links der Normalkurve liegen, auf eine Behandlung des Werkstoffes hindeuten, die die Kerbzähigkeit gegenüber den statischen Eigenschaften günstig gestaltet. Es ist somit bis zu einem gewissen Grade gelungen, auch bei chemisch verschieden zusammengesetzten Stoffen einen Zusammenhang zwischen statischen und dynamischen Prüfungsergebnissen so weit festzustellen, daß eine praktische Ausnützung möglich erscheint. Es wird aber vorderhand kaum möglich sein, rein zahlenmäßige Beziehungen zwischen so schwierig aufgebauten Begriffen wie der Kerbzähigkeit und den üblichen Festigkeitswerten zu finden.

Herr Professor K. Memmler bin ich für die Förderung der Untersuchungen zu Dank verpflichtet.

Zusammenfassung.

Die Höhe der Kerbzähigkeit ergibt sich aus dem Zusammenwirken von Verformungswiderstand und Trenn-

Einschlüsse waren nicht vorhanden. Nach Ansicht von Professor H. Arndt, dem ich für die freundlichst durchgeführte metallographische Untersuchung auch an dieser Stelle danke, besteht die Möglichkeit, daß ein höherer (feinverteilter) Sauerstoff- oder Arsengehalt die Ursache großer Schlagempfindlichkeit bei sonst nicht spröden Stoffen sein könnte. Untersuchungen in dieser Richtung sind im Gange.

[1] Siehe Fußnote 2, S. 28.

[1] R. Mailänder: Kruppsche Monatsh. Bd. 7, S. 217. 1926.

[2] Hierauf soll in einer weiteren Arbeit „Kritische Kerbzähigkeitswerte", die demnächst folgt, eingegangen werden.

Digitized by Google

festigkeit. Der Verformungswiderstand steigt bei dynamischer Beanspruchung an und ist von der Arbeitsschnelligkeit des Werkstoffes abhängig. Für diese Eigenschaft gibt es noch keine Meßzahl. Die Trennfestigkeit ist mit dem Grade der Verformung veränderlich. In bildlicher Darstellung ist der Bruch durch den Schnittpunkt der Kurven der Trennfestigkeit und der wahren Spannungen (Verformungswiderstände) gegeben, und die Schlagarbeit ergäbe sich alsdann aus dem Arbeitsdiagramm. Durch die eigentümliche Form der Trennfestigkeitskurve (erst Zunahme der Trennfestigkeit mit der Verformung, dann Erschöpfung derselben) ist bei nur geringster Änderung der spezifischen Belastungsgeschwindigkeit entweder ein zeitiger (spröder Bruch) oder ein später (zäher) Bruch möglich, je nachdem, ob die Spannungskurve vom aufsteigenden oder absteigenden Ast der Trennfestigkeitskurve geschnitten wird (kritisches oder Übergangsgebiet).

Einer hohen oder niedrigen relativen Trennfestigkeit $\frac{\text{Trennfestigkeit}}{\text{Bruchfestigkeit}}$ entspricht bei wärmebehandelten (vergüteten oder überhitzen) Werkstoffen eine hohe bzw. niedrige Kerbzähigkeit. Werden aber stark verformte Stoffe geprüft, so ist zwar die Trennfestigkeit hoch, aber die Kerbzähigkeit gering, weil man dem Werkstoff Verformungsarbeit vorweggenommen hat. Für ausgeglühte Stoffe ist unter der Voraussetzung eines störungsfreien Prüfverfahrens eine Einordnung der Kerbzähigkeit nach der Brucheinschnürung des Zugstabes möglich, weil der Quotient $\frac{\text{Trennfestigkeit}}{\text{Bruchfestigkeit}}$, von dem die Brucheinschnürung abhängt, im ausgeglühten Zustande für alle bisher untersuchten Werkstoffe einer einfachen zahlenmäßigen Gesetzmäßigkeit unterliegt. Die bildliche Gegenüberstellung von Kerbzähigkeit und Brucheinschnürung ermöglicht besonders schlagempfindliche Stoffe, die sich bei der statischen Prüfung als gut erweisen, ausfindig zu machen.

Zur Festigkeit im Schraubengewinde.

Von **W. Kuntze**[1].

Man pflegt eingekerbte Konstruktionsteile häufig nur vom Standpunkte der Gefahr aus zu betrachten. Daß mit der Einkerbung auch Vorteile hinsichtlich der Festigkeitseigenschaften verbunden sein können, soll an nachstehenden Beispielen erläutert werden.

Höhere Bruchfestigkeit im Kerbquerschnitt.

Die Festigkeit einer eingekerbten Zugprobe hängt von der Gestalt der Kerbe, der Kerbtiefe und vom Werkstoff ab[2]. Betrachtet man winkelförmige Kerben, so ergibt, wie Versuche gezeigt haben, bei Winkeln von 60° und weniger, die Veränderung der Winkelgröße keinen erheblichen Einfluß mehr auf die Festigkeit, um so mehr aber die Kerbtiefe. In Abb. 1 ist für einen Kerbwinkel von 60° die Veränderlichkeit der Bruchfestigkeit (bezogen auf den jeweiligen Kernquerschnitt) mit der Kerbtiefe, die als abnehmender Kernquerschnitt f in Hundertteilen des ursprünglichen Querschnittes F aufgetragen ist, dargestellt. Die Linien a bis d beziehen sich auf Flußstahl mit vier verschiedenen in der Abbildung bezeichneten Vorbehandlungen. Auf der linken Grenzordinate, die einem Kernquerschnitt von 100%, also der Einkerbung 0 entspricht, findet man mithin die üblichen Bruchfestigkeiten der ungekerbten Zugstäbe für die vier Zustände aufgetragen. Auf der rechten Ordinate für den (extrapolierten) Kernquerschnitt 0 liegen Festigkeitswerte, die den Trennfestigkeitswerten der vier Stähle sehr nahe kommen.

Die Grenzwerte würden bei schärferer Kerbe (mit noch spitzerem Winkel als 60°) um nur wenige Hunderstel höher ausfallen, und die Trennfestigkeit wäre bei einer unendlich scharfen Kerbe mit dem Kerbwinkel von 0° erreicht worden. Bei dem hier angewendeten Kerbwinkel von 60° kommt man aber auf der rechten Grenzordinate so nahe an die Trennfestigkeit heran, daß man die Abweichungen vernachlässigen kann[1]. Zwischen beiden Grenzwerten verläuft die Bruchfestigkeit dem abnehmenden Kernquerschnitt proportional.

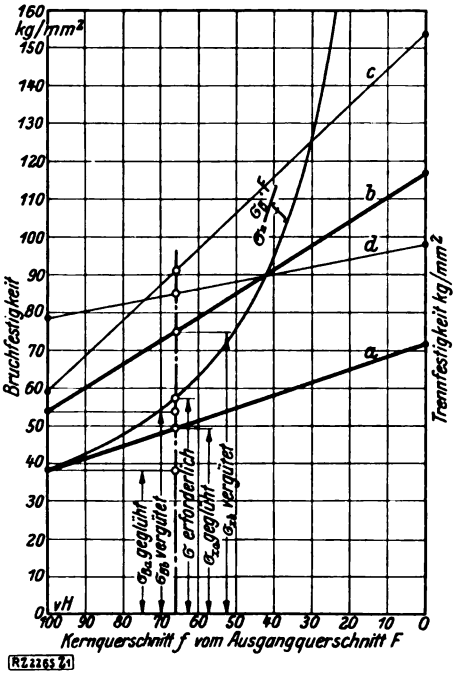


Abb. 1. Festigkeit eingekerbter Zugproben aus verschieden vorbehandeltem Flußstahl bei einem Kerbwinkel von 60° mit zunehmender Kerbtiefe (Kernquerschnitt in Hundertteilen des Ausgangsquerschnittes).
Flußstahl 0,18% C: a = 900° ½ Std. geglüht; b = bei 800° in Wasser abgeschreckt; c = wie b und bis Einschnürbeginn gereckt; d = bei 1200° im Wasser abgeschreckt.

Die Geradlinigkeit der Beziehung ist aber für kleine Kernquerschnitte (< 30%) nicht zu verwirklichen, weil

[1] Original: Z. V. d. I. Bd. 73, S. 469—471. 1929.

[2] Z. V. d. I. Bd. 72, S. 851. 1928 und Bd. 73, Nr. 10, S. 321. 1929.

[1] Die in Abb. 1 dargestellten Werte sind meiner Arbeit: Der Bruch gekerbter Zugproben, Arch. f. d. Eisenhüttenw. Bd. 2, S. 109 bis 117. 1928/1929 entnommen. Vgl. auch S. 7.

Digitized by Google

die Abrundung im Kerbgrund, die auch bei Verwendung bester Werkzeuge nicht zu vermeiden ist, um so wirksamer wird, je kleiner die Abmessungen werden. Die hierdurch wiederauftretende Erniedrigung der Zugfestigkeit hat für die nachfolgenden Betrachtungen keine Bedeutung.

Man sieht nun aus der wechselnden Neigung der vier Geraden, daß durch die Vorbehandlungen die übliche Bruchfestigkeit des ungekerbten Zugstabes und die Trennfestigkeit in verschiedenem Maße beeinflußt werden. Wird der Quotient $\frac{\text{Trennfestigkeit}}{\text{Bruchfestigkeit}}$ größer, so wird die Neigung der Geraden steiler und man hat im Kern einer eingekerbten Probe eine verhältnismäßig hohe Festigkeit zu erwarten. Es ist also für die Festigkeit eingekerbter und vergüteter Proben ein anderer Festigkeitswert σ_x maßgebend als die übliche Bruchfestigkeit σ_B. Dieser Wert σ_x ist abhängig erstens von der üblichen Bruchfestigkeit σ_B des vergüteten Werkstoffes und zweitens von der Trennfestigkeit s_T, die im jeweilig vergüteten Zustand vorhanden ist. Die Festigkeit σ_x bei einem bestimmten Kernquerschnitt f_x — der in Hundertteilen vom Ausgangsquerschnitt F ausgedrückt sein soll — läßt sich dann nach Abb. 1 aus der Gleichung ermitteln:

$$\sigma_x = \sigma_B + (F - f_x)\,\mathrm{tg}\,\alpha;$$

$$\mathrm{tg}\,\alpha = \frac{s_T - \sigma_B}{F};$$

$$\sigma_x = \sigma_B + (F - f_x)\,\frac{s_T - \sigma_B}{F}.$$

Greift man nun die Werte für einen Kernquerschnitt von 66% von F, der einem üblichen Schraubengewinde entsprechen möge, unmittelbar aus Abb. 1 heraus und stellt sie den Bruchfestigkeiten σ_B gegenüber, so erhalten wir z. B. für die Zustände a und b

$$\sigma_{xa} = 49 \text{ kg/mm} \qquad \sigma_{Ba} = 38 \text{ kg/mm}$$
$$\sigma_{xb} = 75 \text{ „} \qquad \sigma_{Bb} = 54 \text{ „}$$

Hieraus entsteht die praktische Frage, ob die größere Festigkeit im Kern eines Schraubengewindes genügen könnte, um den Verlust einer Zugstange an Tragkraft infolge des geringeren Querschnittes im Kern des Gewindes auszugleichen oder gar zu überwinden; also zu erreichen, daß eine Zugstange mit angedrehtem Gewinde im dickeren freien Teile reißt und nicht im Gewinde selbst. Diese Frage kann mit Hilfe von Abb. 1 beantwortet werden. Die gekrümmte Linie in Abb. 1 gibt die erforderliche Festigkeit an, die für die Vorbehandlung a in den verschiedenen Kernquerschnitten nötig wäre, damit der Kern die gleiche Last zu tragen imstande ist wie der ungekerbte Stangenquerschnitt. Die erforderliche Festigkeit ist für das gewählte Beispiel eines Kernquerschnittes von 66% = 57 kg/mm². Man sieht hieraus, daß die Festigkeit im Kern mit 49 kg/mm² zwar die Bruchfestigkeit mit $\sigma_B = 38$ kg/mm² sehr übersteigt, aber noch nicht ausreicht, um den Ausgleich herbeizuführen. Immerhin ist aber der Verlust an Tragkraft infolge der Verringerung des Querschnittes durch die günstige Kerbwirkung um $\frac{100\,(49 - 38)}{57 - 38}$ = etwa 60% wieder eingeholt.

Einfluß verschiedener Vergütung.

Würde man aber das Gewinde entsprechend dem Zustande b vergüten und den ungekerbten Teil der Zugstange glühen (Zustand a), so müßte nach Abb. 1 das erstrebte Ziel erreicht werden können. Denn man bekommt jetzt eine Festigkeit im Kern von 75 kg/mm² gegenüber der erforderlichen von nur 57 kg/mm², die notwendig ist, um den Querschnittsverlust im Gewinde auszugleichen. Die Überlegenheit des vergüteten Gewindes ist aber gar nicht so selbstverständlich; denn nach den bisherigen Gepflogenheiten würde man die übliche Bruchfestigkeit σ_B zur Berechnung der voraussichtlichen Tragfähigkeit zugrunde legen und da diese nur 54 kg/mm² beträgt, würde sie nicht genügen, da ja 57 kg/mm² erforderlich sind, damit die Zugstange nicht im Gewinde reißt. Um so mehr dürfte ein wirkliches

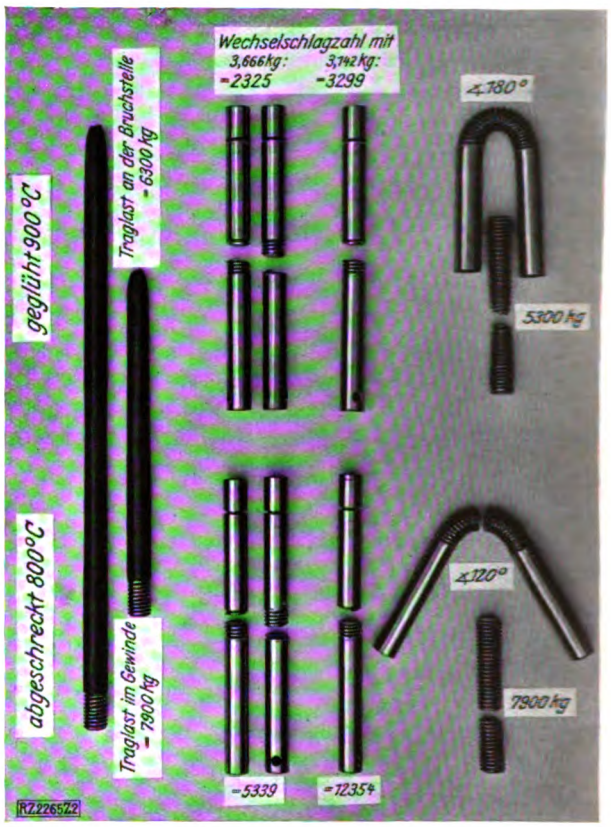


Abb. 2. Vergleichende Versuche mit geglühten und vergüteten Schrauben.

Versuchsbeispiel von Bedeutung sein, bei dem eine geglühte Zugstange mit (nach b) vergütetem Gewinde tatsächlich im freien Teile gerissen ist, Abb. 2. Und zwar betrug deren Traglast 6300 kg, während die für sich zerrissenen Gewinde gleicher Abmessungen trotz des um 33% geringeren Kernquerschnittes 7900 kg trugen. Bei Errechnung der voraussichtlichen Traglast unter Zugrundelegung der üblichen Bruchfestigkeit des vergüteten Werkstoffes wären aber nur 5650 kg im Gewinde zu erwarten gewesen, d. h. der Bruch wäre im Gewinde und nicht in der ungekerbten Stange aufgetreten.

Dieses Beispiel zeigt also, daß die aus den Kerbversuchen gezogenen Schlußfolgerungen unmittelbar auch auf Schraubengewinde anzuwenden sind, und daß zur Berechnung der Bruchfestigkeit einer Schraube tatsächlich ein höherer Wert und nicht die übliche Bruchfestigkeit σ_B einzusetzen ist. Dieser Vorteil der Kerbe — besonders der vergüteten — hat natürlich nur Bedeutung,

Digitized by Google

Zahlentafel 1. Versuchsergebnisse der Prüfung von eingekerbten Proben und Gewindeproben aus Flußstahl mit 0.18% C (vgl. Abb. 1 und 2).

Werkstoff	Bezeichnung der Vorbehandlung (s. Abb. 1)	Zugversuche: Bruchfestigkeit σ_B kg/mm²	Zugversuche: Querschnittsverminderung bei Einschnürbeginn ψ'_B %	Zugversuche: Bruch-einschnürung ψ %	Scherfestigkeit τ kg/mm²	Scherfestigkeit $\frac{\tau}{\sigma_B}$	Biegeprobe: Biegewinkel β Grad	Kerbzugversuche: Trennfestigkeit s_T kg/mm²	Kerbzugversuche: Trennfestigkeit $\frac{s_T}{\sigma_B}$	Kerbzugversuche: Bruchfestigkeit im Kern von $f_x = 66\%$ σ_x kg/mm²	Kerbzähigkeit A_K mkg/cm²	Wechselschlagzahl bei einem Gewicht von 3,142 kg	Wechselschlagzahl bei einem Gewicht von 3,666 kg
Flußstahl I für Kerbproben	*a*	38	19,1	63,5	32	0,84	—	72	1,90	49	7,0	—	—
	b	54	8,6	62,0	49	0,91	—	117	2,16	75	7,3	—	—
	c	59	0	58,4	47	0,80	—	154	2,60	91	4.0	—	—
	d	78	1,2	6,0	56	0,72	—	98	1.25	86	2,2	—	—
Flußstahl II für Gewindeproben	*a*	36	—	—	—	—	180° nicht gebrochen	—	—	47	—	3299	2325
	b	51	—	—	—	—	120° gebrochen	—	—	70	—	12354	5339

wenn sie nicht bei andern Beanspruchungsarten versagt. Das ist z. B. bei den Vorbehandlungen *c* und *d* der Fall, bei denen, trotz noch viel höherer Zugfestigkeit σ_x, Zahlentafel 1, die Kerbzähigkeit zu gering ist. Die in Zahlentafel 1 angegebenen Kerbzähigkeitswerte für die vier Zustände haben nur vergleichenden Wert, da sie bei einer sonst nicht gebräuchlichen, sehr scharfen Prüfung an Proben mit rings herumgehenden winkelförmigen Einkerbungen (60° Kerbwinkel) ermittelt worden sind. Die Werte sind daher in der Gesamtheit verhältnismäßig klein. Die Vorbehandlungen *a* und *b* zeigen hingegen eine sehr gute Kerbzähigkeit (die bei der normalen Probenform für das 10 mkg-Pendelschlagwerk etwa einem Wert von 14 bis 16 mkg/cm² entsprechen würde). Zugleich zeigt die Vergütung *b* eine verhältnismäßig stark gehobene Scherfestigkeit τ und in Beziehung zur Zugfestigkeit gesetzt (τ/σ_B) steigt die relative Scherfestigkeit bei dieser Vergütung sogar zu einem Höchstwert an.

Den hier gewählten vier Vorbehandlungen entsprechen nun folgende Bedingungen: Zustand *a* (geglüht) ist durch die geringste Bruchfestigkeit σ_B gekennzeichnet, während Zustand *d* (1200° abgeschreckt) die größte, praktisch erreichbare Bruchfestigkeit σ_B aufweist. Zustand *b* ergibt eine mittlere Bruchfestigkeit σ_B, aber die höchste Trennfestigkeit s_T unter den vergüteten, aber nicht gereckten Proben. Zustand *c* entspricht dem Zustand *b* in der Wärmebehandlung, der Stahl ist aber noch gereckt worden, so daß sich die Trennfestigkeit noch mehr erhöht. Durch das Vorrecken wird aber die Kerbzähigkeit verringert, weshalb diese Vorbehandlung keine Vorteile verspricht. Zustand *d* ist am sprödesten; es bleibt mithin der Zustand *b*, der die höchste Trennfestigkeit, günstigste Scherfestigkeit und Kerbzähigkeit aufweist und dem geglühten Zustand daher überlegen ist.

Diese durch den Höchstwert der Trennfestigkeit oder besser der relativen Trennfestigkeit s_T/σ_B gekennzeichnete Vergütungsart, die wahrscheinlich auch bei allen andern Stählen zu ermitteln ist, wurde noch einigen weiteren Prüfungen unterzogen. Es ergaben, wie Zahlentafel 1 zeigt, Wechselschlagproben mit Schraubengewinde, Abb. 2, eine bedeutende Überlegenheit der vergüteten gegenüber den geglühten Proben. Gebogene Schraubenproben zerbrachen im vergüteten Zustand erst bei einem Biegewinkel von 120°. Also auch diese Prüfung ergab einen sehr guten Sicherheitsgrad, da eine Schraube auf große plastische Biegungen nicht beansprucht wird. Die geglühte Probe ließ sich allerdings bis 180° umbiegen, ohne zu brechen.

Während also die vergüteten Schrauben den geglühten bei der Prüfung auf Zugfestigkeit, Scherfestigkeit, Schlagbeanspruchung und Ermüdung überlegen waren, ergab nur die technologische Biegeprobe einen geringeren Wert für die vergütete Probe. Es ist aber dieser scheinbaren kritischen Prüfungsart nicht die hohe Bedeutung für die Praxis beizulegen, wie z. B. der Kerbzähigkeits- und Wechselschlagprüfung. Die Biegeprobe ist nur eine Prüfung auf Dehnbarkeit, wobei Kräfte nicht gemessen werden und in dieser Beziehung ist die geglühte Probe der vergüteten überlegen[1]. Da aber ein Biegewinkel von 120° für die vergütete Schraube einen bei weitem genügenden Sicherheitsgrad darstellt, so dürfen hier die Kerbzähigkeits- und Wechselschlagproben den Ausschlag für die Beurteilung der Güte geben. Eine große Dehnbarkeit braucht außerdem durchaus nicht die Grundbedingung für eine gute Festigkeit bei schlagartiger Beanspruchung zu sein. Hierfür spielt die Trennfestigkeit eine ausschlaggebende Rolle.

Bedeutung der Trennfestigkeit.

Die Trennfestigkeit ist ja die Bruchfestigkeit, die auch ein verformungsfähiger Stoff aufweisen würde, falls ihm die Möglichkeit genommen wird, sich bei seiner Beanspruchung zu verformen. Bei schlagartiger Beanspruchung steigen die Widerstände schon bei geringen Verformungen sehr schnell an und können die jeweilige Trennfestigkeit erreichen. Bei statischer Beanspruchung einer gekerbten Probe steigen die Widerstände infolge des räumlichen Spannungszustandes ebenfalls bei geringer Verformung sehr schnell an und erreichen dadurch bald die jeweilige Trennfestigkeit, wodurch der Bruch eintritt.

[1] Wenn auch die Brucheinschnürung bei beiden Zuständen etwa gleichgroß gefunden wurde, so beträgt doch die Gleichmaßdehnung, d. h. die bei Beginn der Einschnürung gemessene Querschnittsverminderung bei der geglühten Probe mehr als das Doppelte als bei der vergüteten.

Digitized by Google

Für die statische und die dynamische Bewertung der Schraube ist also in gleicher Weise die Trennfestigkeit von größter Wichtigkeit, und die günstigste Vergütung entspricht der höchsten relativen Trennfestigkeit. Der Vorteil der statischen Zugbeanspruchung ist dann bei gleichzeitiger größter Kerbzähigkeit erheblich. Gegenüber der Bruchfestigkeit des ausgeglühten Flußstahles von $\sigma_B = 36$ kg/mm² beträgt die Festigkeit im Kern einer bei 800° abgeschreckten Schraube infolge der sich summierenden Wirkung von Vergütung und Kerbwirkung 100% mehr, nämlich 70 kg/mm².

Zusammenfassung.

Es wird die bei eingekerbten Proben gefundene günstige Zugfestigkeit im Kernquerschnitt auch bei der Prüfung von Schraubenbolzen bestätigt gefunden. Die vorteilhafte Kerbwirkung läßt sich bei sachgemäß ausgeführter Vergütung noch vermehren. Die günstigste Vergütung entspricht dem höchsten durch Vergütung zu erreichenden Quotienten: Trennfestigkeit/Bruchfestigkeit. Diese Vergütung bewirkt zugleich eine Erhöhung der Scherfestigkeit, Kerbzähigkeit und der an Schrauben ermittelten Wechselschlagzahl.

Die Kugeldruck-Härteprüfung von Holz.

Von **Johs. Stamer**[1].

Für die Prüfung von Holz auf Härte gibt es noch keine allgemein anerkannte Norm. Am gebräuchlichsten ist die von G. Janka für Holz abgeänderte Brinellprobe[2], die unter folgenden Bedingungen arbeitet: Eine Kugel von 5,642 mm Halbmesser wird in Hirnholz bis zum Äquator eingedrückt und die hierzu erforderliche Kraft festgestellt, die unmittelbar die Härtezahl angibt, da die Projektion der erzeugten Kalottenfläche = 1 cm². Wegen der Ungleichmäßigkeit des Aufbaues des Holzkörpers sind mehrere Eindrücke an verschiedenen Stellen der Probescheiben vorzusehen.

Dieses Verfahren hat in einigen Ländern Eingang in bestimmte Prüfungsvorschriften gefunden, und Janka selbst hat nicht weniger als 286 Holzarten[3] nach seinem Verfahren untersucht und dabei einen Zusammenhang zwischen Härtezahl und Druckfestigkeit gefunden.

Der Begründung, die Janka der Empfehlung seines Verfahrens gibt, kann man im großen und ganzen wohl beipflichten, insbesondere seinem Verzicht auf Einbeziehung aller möglichen bei der Bearbeitung mit den verschiedensten Werkzeugen unter dem Sammelbegriff „Härte" in Betracht kommenden Eigenschaften der Hölzer in ein Härteprüfverfahren. Einem solchen Unterfangen haben übrigens begreiflicherweise schon Nördlinger und Exner skeptisch gegenübergestanden.

Der Anwendung anders gebildeter Eindringkörper steht Janka mit Recht ablehnend gegenüber: Der Kegelspitze (Ludwik[4]), weil sie den harten Zonen ausweicht, der Nadel (Büsgen[5]), weil sie spaltend wirkt und die beanspruchte Fläche im Hinblick auf die Strukturunterschiede zu klein ist. Die Kugeldruckprobe glaubt Janka von diesen Mängeln frei, da die Kugel „die einzelnen ihr entgegenstehenden Fasern zusammendrückt, sie knickt und vor sich her schiebt". Dies trifft aber nicht zu, wie man sich durch einen Schnitt durch die Kalotte und Behobeln der Schnittfläche leicht überzeugen kann. Von einer gewissen Eindringtiefe an muß natürlich ein Beiseiteschieben der Fasern, also eine Spaltwirkung, Platz greifen, und Janka selbst hat bei harten und sehr trockenen Hölzern die Erfahrung machen müssen, daß die Probestücke aufspalten[1]. Es ist ja auch gar nicht einzusehen, weshalb die Kugel bis zur Hälfte, d. h. bis $\Delta P/\Delta F$ den Wert ∞ annimmt, eingedrückt werden muß.

Janka hat bereits die Eindringtiefen t bei wachsender Kraft gemessen[2] und gefunden, daß der Eindringwiderstand geringer wird, wenn $t > {}^1/_4 R$. Dies würde also bei einem Zentriwinkel des eingedrungenen Kugelabschnittes von 82° eintreten, d. h. bei einer Eindringtiefe, die Brinell für Prüfung von Metallen als noch zulässig erachtet hat. Für die Wahl der Eindringtiefe $t = R$ und eines Kugelradius $R = 5{,}642$ mm sind demnach für Janka wohl nur versuchstechnische Gründe maßgebend gewesen. Man könnte sich mit diesen Versuchsbedingungen abfinden, wenn sich alle Holzarten bei tieferem Eindringen der Kugel über 90° Zentriwinkel hinaus gleichartig verhielten.

Die nachstehend mitgeteilten Versuche bezweckten demgemäß in erster Linie, das Verhalten einiger Holzarten beim Eindringen einer Kugel zu studieren.

Die Versuche wurden in der Weise ausgeführt, daß Kugeln verschiedener Größe in die sauber gehobelten Hirnflächen von Holzscheiben verschiedener Art bei stufenweise gesteigerter Belastung eingedrückt und die Eindringtiefen mit Meßuhren gemessen wurden. Wie zu erwarten, dringt die Kugel beim Aufgeben einer Belastung anfangs schnell und allmählich immer langsamer ein; der Einfluß der Versuchsdauer ist also erheblich. Einen Anhalt für den Einfluß der Zeit gibt Abb. 1, die das Einsinken einer 19-mm-Kugel in Eschenhirnholz bei gleichbleibender Belastung von 2000 kg mit der Zeit darstellt, nachdem bei der vorhergehenden Belastung von 1800 kg schon annähernd Gleichgewicht eingetreten war (bei $t \approx 0{,}6\ R$). Um von diesen Einflüssen möglichst frei zu sein, wurde daher die Ablesung erst vorgenommen, wenn die Belastung einigermaßen feststand, d. h. die Zunge der Waage während etwa ${}^1/_2$ Min. nicht mehr merklich absank.

An Holzarten wurden verwendet: Kiefer, Pitchpine, Oregonpine, Esche, Eiche, Akazie und Rotbuche, und

[1] Original: Masch.-B.-Zg. Bd. 8, S. 215—217. 1929.

[2] Zentralbl. ges. Forstwes. Bd. 9, S. 193. 1906 und B. 11, S. 443. 1908.

[3] Janka: Die Härte der Hölzer. Wien: W. Frick 1915.

[4] Ludwik: Über Härtebestimmung usw., Baumaterialienkunde 1907, Heft 8—10.

[5] Z. Forst- u. Jagdwes. Bd. 7. 1904.

[1] Das Aufspalten ist natürlich zum Teil auch durch die Wirkung des im Grunde des Eindruckes sich bildenden Sprengkegels verursacht.

[2] Anscheinend aber nicht veröffentlicht.

Digitized by Google

zwar jahrelang trocken aufbewahrte Stücke. Der Feuchtigkeitsgehalt wurde als vorderhand belanglos nicht bestimmt, da es sich im vorliegenden Falle nur um eine Erprobung eines Verfahrens handelte; er dürfte aber nach Erfahrungen mit solchen den Beständen entnommenen Stücken etwa 10 bis 12% betragen haben.

Die Kugeldurchmesser wurden aus versuchstechnischen Gründen etwas groß gewählt, und zwar 16, 19 und 25,4 mm. Für ihre Wahl dürften nachstehende allgemeine Gesichtspunkte maßgebend sein:

Die Kugel darf nicht zu klein sein, damit sich in den ermittelten Härtezahlen die strukturellen Unterschiede der Frühholz- und Spätholzzonen ausgleichen können; andererseits muß der Kugeldurchmesser mit Rücksicht auf Probestückabmessungen und Gefahr des Aufplatzens, die mit dem Maß der Austrocknung der Hölzer erheblich zunimmt, beschränkt bleiben.

Bei der Auswertung der Ergebnisse wurde die erzeugte Eindruckkreisfläche für verschiedene Belastungen aus den jeweilig erreichten Eindrucktiefen errechnet. Die

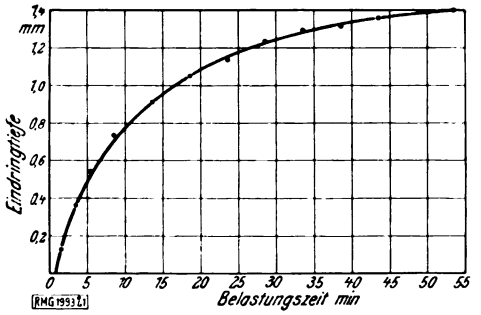


Abb. 1. Fortschreiten des Eindringens einer 19-mm-Kugel unter 2000 kg Belastung in Eschenhirnholz.

so erhaltenen Härtezahlen sind in den Abb. 2 und 3 getrennt für die untersuchten Nadel- und Laubhölzer in Abhängigkeit von der verhältnismäßigen Eindrucktiefe $\frac{t}{R} \cdot 100$ aufgetragen. Danach scheint ein wesentlicher Unterschied zwischen den Ergebnissen der Nadel- und Laubhölzer darin zu bestehen, daß die Härtezahlen für Nadelhölzer mit wachsender Eindringtiefe praktisch von Anfang an fallen, während sie für die Laubhölzer etwa gleichbleiben, jedenfalls eher eine Neigung zum Steigen erkennen lassen.

Man wird also allgemein bei Hölzern, die sich beim Kugeldruckversuch wie die vorliegenden Nadelhölzer verhalten, beim Ausdehnen des Versuches bis zum Eindringen der halben Kugel zu kleine Härtezahlen ermitteln. Die vorstehend beschriebenen Versuche sind nun bis auf zwei Ausnahmen mit äußerst geringer Geschwindigkeit ausgeführt, und es könnte die Frage entstehen, wie sich die Funktion $H = f\left(\frac{t}{R}\right)$ ändert, wenn wie üblich gearbeitet wird, nämlich mit gleichbleibender Eindringgeschwindigkeit. Über die normalerweise anzuwendende Belastungsgeschwindigkeit[1] habe ich in den Veröffentlichungen von Janka nichts finden können. In seinem Bericht für den letzten Kongreß des Internationalen Verbandes 1912 ist nur vorgeschrieben, daß die Kugel „mit stetigem Druck" eingedrückt werden soll. Zur Klarstellung des Zeiteinflusses ist deshalb bei dem Versuch mit Pitchpineholz, Abb. 2, eine Geschwindigkeit von $V = 0{,}5$ mm/min, bei dem Versuch mit Kiefernholz und 16-mm-Kugel $V = 1{,}4$ mm/min innegehalten. Der Verlauf der Kurven $H = f\left(\frac{t}{R}\right)$ ist dadurch nicht geändert; wieder erhält man ein starkes Fallen der Härtezahl mit zunehmender Eindringtiefe.

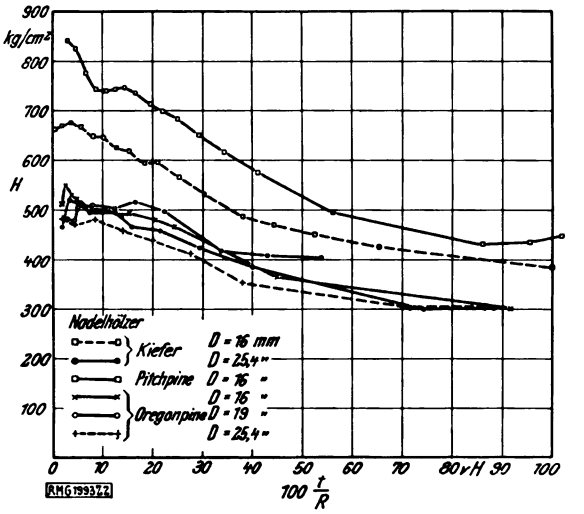


Abb. 2. Änderung der Härtezahl mit wachsender Eindringtiefe bei Nadelhölzern.

Es entsteht die Frage, welche Bedeutung kommt unter diesen Umständen der Kugeldruckprobe für Holz überhaupt zu?

Daß sie den praktischen Anforderungen Genüge tut, scheint daraus geschlossen werden zu können, daß sie bisher ohne Anstände in verschiedenen Prüfvor-

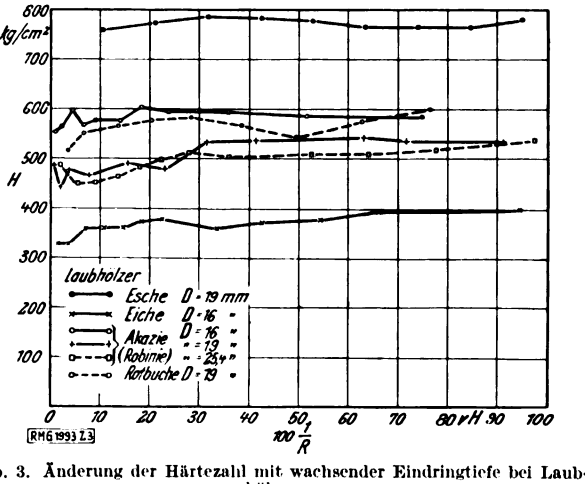


Abb. 3. Änderung der Härtezahl mit wachsender Eindringtiefe bei Laubhölzern.

schriften Verwendung gefunden hat. Dies kann aber auch in der für Holz etwas untergeordneten Bedeutung der Härtebestimmung begründet sein. Bei einer kritischen Würdigung des Verfahrens kann dagegen der Vorwurf nicht unterdrückt werden, daß ihm eine große Willkürlichkeit innewohnt, denn bei geringerer Eindringtiefe als $t = R$ scheint für Nadelhölzer innerhalb gewisser Grenzen jede beliebige Härtezahl gefunden werden zu können, der mindestens dieselbe Berechtigung zukäme wie der nach Janka. Demnach erübrigt es sich, andere Vorschläge betreffs Eindringtiefe und Kugeldurchmesser

[1] G. Lang wendete bei seinen Versuchen $V = 1$ mm/min an.

Digitized by Google

machen zu wollen, sie würden auch nur zu einem für den Materialprüfungsfachmann unvertretbaren Kompromiß führen.

Wie ist nun dies eigentümliche unterschiedliche Verhalten beider Holzarten zu erklären? Der Vorgang, der sich beim Eindringen der Kugel abspielt, ist wohl folgender. Zunächst (bei $F \approx 0$) findet eine Druckbeanspruchung in Faserrichtung statt. Sehr bald tritt aber Beiseiteschieben und Beanspruchung wachsender Faserkomplexe auf Druck schräg bis quer zur Faser hinzu. Abgesehen von dem Beiseiteschieben der Fasern bei größerem Eindring-Zentriwinkel trifft die Jankasche Voraussetzung zu, daß beim Einsinken der Kugel immer eine auf Druck parallel zur Faser beanspruchte Flächenprojektion der Kalottenfläche entsteht. Aber gelegentlich seiner Studie über die Eignung von Buchenholz zu Pflasterklötzen hat er innerhalb der dabei untersuchten lufttrockenen Holzarten bereits die Beobachtung gemacht, daß bei Weiß- und Schwarzföhre, Lärche und Fichte oberhalb des Zerstörungsbeginns durch Eindrücken eines ebenen Stempels die Belastung mit steigender Eindringtiefe abnahm, bei Buche dagegen noch erheblich stieg[1]. Diese Feststellung würde also im Sinne der oben beschriebenen Beobachtung beim Kugeldruckversuch liegen.

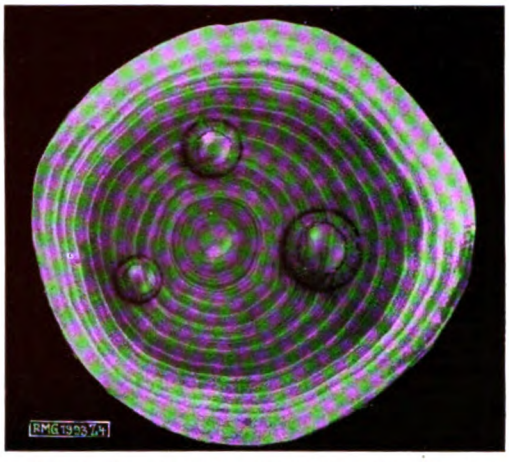


Abb. 4. Akazienscheibe mit Eindrücken von Kugeln.

Abb. 4 zeigt die Ansicht der Hirnfläche der verwendeten Akazienscheibe mit den drei Eindrücken. Man sieht auf dem Grunde jedes Eindruckes die auf vorwiegend Normaldruck beanspruchte Fläche deutlich abgegrenzt, die 30 bis 50% der Gesamtfläche beträgt. Abb. 5 zeigt einen Schnitt durch den einen Eindruck, auf dem diese Fläche sich wieder als Grundfläche eines in die Holzmasse eingesenkten Druckkegels verdichteten Materials in dunklerer Färbung abhebt, seitlich die beiseite geschobenen Partien und hinten die in die Vertiefung hineingezogenen Randzonen der Hirnfläche.

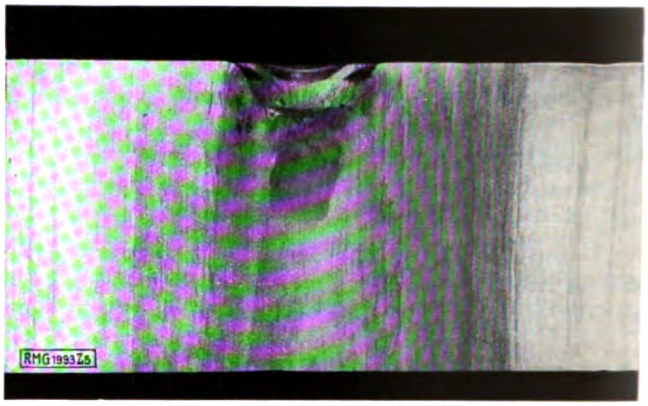


Abb. 5. Schnitt durch einen Kugeleindruck der Akazienscheibe Abb. 4.

Zusammenfassung.

Auf Grund einiger an verschiedenen Holzarten angestellten Kugeldruckversuche und Berechnung der jeweiligen Härtezahlen bei verschiedener Eindringtiefe scheint die Definition der Holzhärte als Quotient der Belastung und der Projektion der eingedrückten Halbkugel für gewisse Holzarten (anscheinend alle Nadelhölzer) eine Willkür zu bedeuten, da für diese die Härtezahl mit der Eindringtiefe von Anfang an erheblich abnimmt, während sie bei anderen (anscheinend den Laubhölzern) konstant bleibt. Unter diesen Umständen kann die Kugeldruckhärte für Holz nicht als endgültige Lösung der Frage der Holzhärteprüfung angesehen werden.

[1] Janka: Eignung des Buchenholzes zu Straßenpflaster im Vergleich mit Nadelhölzern. S. 30, Fig. 6. Wien: W. Frick 1902.

Beitrag zur Erkenntnis der elastischen Eigenschaften der Leichtmetalle.

Von **H. Sieglerschmidt**[1].

An einigen Rundstäben aus Duralumin, Lautal und Elektron wurden Längsdehnungs- und Querkontraktionsmessungen ausgeführt, die nach Angabe des Antragstellers als Rechnungsgrundlage zur Ermittlung der Spannungsverteilung in Trägerkonstruktionen dienen sollten und von allgemeinerem Interesse sind, weil sie das eigenartige Verhalten des Werkstoffes vor und nach einer Reckung erkennen lassen. Die Querkontraktionszahlen der obigen Legierungen und ihre Veränderlichkeit mit dem Zustande des Materials sind hier zum ersten Male festgestellt.

Untersucht wurde:

Duralumin 181 B der Dürener Metallwerke A.G.

Lautal V. L. W. 14 der Vereinigten Leichtmetallwerke Bonn und

Elektron A. Z. M. nach Katalog „Elektron“ der I. G. Farbenindustrie A.G.

Die Dehnungsmessungen wurden mit Spiegelapparaten nach Martens, die Querkontraktionsmessungen mit Hilfe des in der Zeitschrift „Die Meßtechnik“ 1929, Heft 1, S. 8—13, beschriebenen Apparates ausgeführt. Der Querkontraktionsapparat war bei allen Versuchen

[1] Original: Metallwirtschaft Bd. 8, S. 483—846. 1929.

Digitized by Google

an einer Stelle außerhalb der Meßstrecke des Martens-schen Spiegelapparates angesetzt[1].

Zu den Versuchen wurde je ein Rundstab aus den drei Werkstoffen von 28 mm Durchmesser verwandt. Untersucht sind Reckgrade bis zu 0,2% beim veredelten und bis zu 10% bzw. 8,5% beim geglühten Material (Duralumin und Lautal).

In Abb. 1 bis 6 sind die an den drei Stäben gewonnenen Meßergebnisse zusammengestellt. Es bedeutet:

σ = Zugspannung in kg/cm²,

ε = federnde Dehnung λ/l, wo λ = gemessene federnde Dehnung in $^1/_{100\,000}$ cm und l = Stablänge im gleichen Maßstabe,

$\acute{\varepsilon}$ = gesamte bleibende Dehnung λ'/l nach Entlastung von σ,

$\alpha = \varepsilon/\sigma$ die „Dehnungszahl" nach Bach $= \frac{1}{\text{Elastizitätsmodul } E}$,

ε_q = federnde Querkontraktion λ_q/d, wo λ_q = gemessene Kontraktion in $^1/_{400\,000}$ cm, d = Stabdicke,

ε'_q = gesamte bleibende Querkontraktion λ'_q/d nach Entlastung von σ,

$\alpha_q = \varepsilon_q/\sigma$ die „Querkontraktionszahl"[2],

$\mu = \varepsilon_q/\varepsilon$ = Poissonsche Zahl,

$\varkappa = 3 \cdot \frac{\varepsilon - 2\varepsilon_q}{\sigma}$ die „kubische Kompressibilität",

d. h. die Volumenänderung eines in den 3 Achsenrichtungen mit je 1 kg Zugspannung (oder Druckspannung) beanspruchten Würfels von 1 cm Kantenlänge.

Für den Ausgangszustand (veredelt) und den geglühten (ungereckten) Zustand der drei Werkstoffe fanden sich folgende Zahlen:

Duralumin	veredelt für $\sigma = 0 \div 330$ kg/cm²:	$E = 7390$ kg/mm²; $\mu = 0{,}339$[3]; $\varkappa = 0{,}000001311$
„	geglüht für $\sigma = 0 \div 165$ kg/cm²:	$E = 7400$ kg/mm²; $\mu = 0{,}339$; $\varkappa = 0{,}000001306$
Lautal	veredelt für $\sigma = 0 \div 313$ kg/cm²;	$E = 7130$ kg/mm²; $\mu = 0{,}342$; $\varkappa = 0{,}000001333$
„	geglüht[4] für $\sigma = 0 \div 156$ kg/cm²;	$E = 7180$ kg/mm²; $\mu = 0{,}342$; $\varkappa = 0{,}000001315$
Elektron	veredelt für $\sigma = 0 \div 313$ kg/cm²:	$E = 4530$ kg/mm²; $\mu = 0{,}296$; $\varkappa = 0{,}000002710$
„	geglüht für $\sigma = 0 \div 313$ kg/cm²:	$E = 4520$ kg/mm²; $\mu = 0{,}297$; $\varkappa = 0{,}000002710$

Somit zeigte sich eine recht gute Übereinstimmung zwischen den Versuchswerten des veredelten und geglühten Zustandes. Im veredelten Zustande des Materials änderten sich die Werte nur in geringem Maße mit zunehmender Zugspannung bis zu $\sigma = 1300$ bzw. 1000 kg/cm².

[1] Zweckmäßiger im Interesse größerer Genauigkeit ist es, mehrere Querkontraktionsapparate am gleichen Stabe anzusetzen, um erkennen zu können, ob und bis zu welchem Grade die nach Eintritt des Fließens auftretenden Reckungen an den verschiedenen Stellen des Stabes voneinander abweichen. Zu beachten ist, daß mit dem Recken vermutlich eine Änderung der Spannungsverteilung im Stabquerschnitt eintritt, die an verschiedenen Stellen des Stabes durch ungleiches Fortschreiten der Reckung beeinflußt sein kann.

[2] Der Name ist hier analog zur „Dehnungszahl" gebildet und darf nicht mit der Poissonschen Zahl μ verwechselt werden.

[3] Für reines Aluminium ist nach Grüneisen $\mu = 0{,}337$ Z. Instr. Bd. 28, S. 89 u. f. 1908.

[4] Um 0,02% vorgereckt.

Der Einfluß veränderter Zugspannung ist im folgenden noch näher erörtert.

Auch eine geringe Reckung um 0,2% änderte bei den veredelten Werkstoffen nur wenig an den Werten E, μ und $\varkappa$ (s. Abb. 3 und 4).

In Abb. 1 sind noch die bei der Reckung beobachteten bleibenden Dehnungen ε' und Querzusammenziehungen ε'_q des veredelten Materials in Abhängigkeit von der Reckspannung aufgetragen.

Hiernach ist für

Duralumin:	Elastizitätsgrenze[1]	bei 1800 kg/cm²	Zugspannung
	Streckgrenze[2]	„ 2700	„	„
Lautal:	Elastizitätsgrenze	„ 1400	„	„
	Streckgrenze	„ 2250	„	„
Elektron:	Elastizitätsgrenze	„ 1000	„	„
	Streckgrenze	„ 2350[3]	„	„

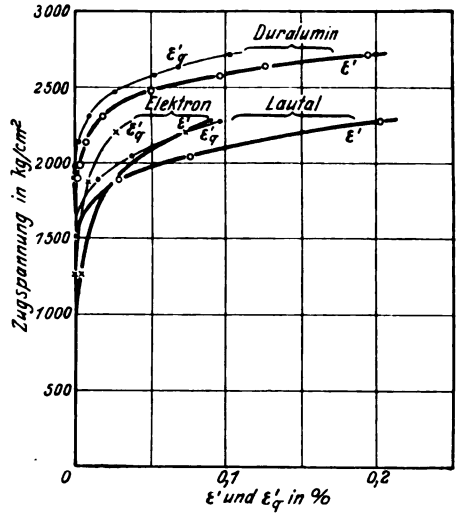


Abb. 1. Verlauf der bleibenden Durchmesser- und Längenänderungen beim Recken des veredelten Materials.

Die bleibenden Querkontraktionen ε_q standen nach Eintritt des Reckens zu den bleibenden Dehnungen ε' im Verhältnis von etwa 1:2 (siehe Abb. 1), eine Erscheinung, die bei allen folgenden Reckungen gleichfalls beobachtet wurde und darauf zurückzuführen ist, daß eine Volumenzunahme des Werkstoffs bei der Reckung nur in geringem Maße eintritt.

Zunächst war beabsichtigt, die Stäbe im Anlieferungszustand (veredelt) und nach kleiner Reckung (0,2%) auf ihre elastischen Eigenschaften zu prüfen. Hierüber hinaus wurden dann Duralumin und Lautal auch im geglühten Zustande, ungereckt und nach verschiedenen Reckungen bis zu 10% bzw. 8,5% der Meßlänge untersucht. Für die bei 400° $^1/_2$ St. geglühten und an der Luft abgekühlten Stäbe ergaben sich die oben bereits mitgeteilten Zahlenwerte E, μ und $\varkappa$ und folgende Festigkeitswerte:

[1] Zugspannung für eine bleibende Dehnung $\varepsilon' = 0{,}003\%$ der Meßlänge.

[2] Zugspannung für eine bleibende Dehnung $\varepsilon' = 0{,}2\%$ der Meßlänge.

[3] Der Stab aus Elektron wurde nur bis zu einer bleibenden Dehnung von 0,145% gereckt, da er infolge der geringen Kerbzähigkeit des Materials bereits bei einer Zugspannung von 2330 kg/cm² brach. Die angegebene Streckgrenze ist durch Extrapolation gefunden.

Digitized by Google

Duralumin:	Elastizitätsgrenze bei	∼ 700	kg/cm²	Zugspannung
	Streckgrenze	„ 1000	„	„
Lautal:	Elastizitätsgrenze	„ ∼ 500	„	„
	Streckgrenze	„ 700	„	„

Nach den Reckungen wurden die Stäbe 1 bis 2 St. gelagert und hiernach bei den verschiedenen Spannungsstufen — bis zu etwa $^2/_3$ der Streckgrenze — auf ihre elastische Längsdehnung und Querzusammenziehung untersucht (1. Prüfung). Hiernach wurden die Stäbe bei unveränderter Apparatur weitere 1—2 Tage (in einem Falle 12 Tage) gelagert und nochmals untersucht (zweite Prüfung).

Zur besseren Beurteilung und Bewertung der im folgenden mitgeteilten Versuchsergebnisse soll zunächst untersucht werden, welchen Einfluß die nach dem Recken vergangene Zeit auf die Versuchsergebnisse hatte und ob ein stabiler Zustand des Materials nach einer Lagerung der Stäbe von 1—2 Tagen erreicht wurde.

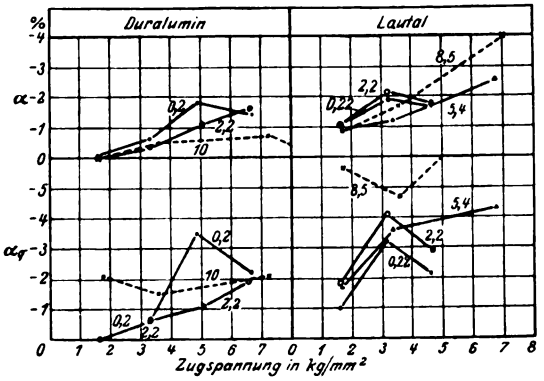


Abb. 2. Änderung der α- und α_q-Zahlen mit der seit dem Recken vergangenen Zeit. Als Ordinaten sind die Unterschiede der bei der ersten und zweiten Prüfung gefundenen Werte α bzw. α_q in Prozenten der ersteren aufgetragen.

In Abb. 2 sind die Unterschiede der bei der ersten und zweiten Prüfung gefundenen Werte α und α_q in Prozenten der ersteren als Ordinaten zu den Zugspannungen σ aufgetragen. An die Schaulinien angeschrieben sind die Reckgrade in Prozenten, auf die sich die Unterschiede beziehen.

Man erkennt, daß der Zeiteinfluß ein recht erheblicher ist. Er erreicht für α bei Reckungen bis zu 10% und 8,5%: — 2% bei Duralumin, — 4% bei Lautal, für α_q: — 3,5% bei Duralumin, — 6% und mehr bei Lautal. Auffallend sind die hohen Werte, die der Zeiteinfluß bei einer Reckung um 0,2% — für Lautal auch noch bei 2,2% — und bei Zugspannungen von 4 bzw. 3 kg/²mm erreicht. Auffallend hoch war auch der Zeiteinfluß auf α_q nach Reckungen von 10% bzw. 8,5% und der geringen Spannung von 1,7 kg/mm².

Daß eine stabiler Zustand der Stäbe nach ein- oder mehrtägiger Lagerung noch nicht erreicht war, geht auch daraus hervor, daß die nach dem Entlasten der Stäbe von den angegebenen Spannungen verbleibenden Formänderungsreste ε' und ε'_q mit der Zeit nicht abnehmen; ε'_q änderte zwischen der ersten und zweiten Prüfung meist nur sein Vorzeichen von + nach —, d. h. es trat bei der ersten Prüfung eine Verringerung, bei der zweiten eine Vergrößerung des Stabquerschnittes ein. Hierbei wurde das Volumen eines aus dem Stabe herausgeschnitten gedachten Würfels von 1 cm Kantenlänge sowohl bei der ersten als auch bei der zweiten Prüfung größer (um $\varepsilon' - 2\,\varepsilon'_q$), bei der zweiten Prüfung indessen in stärkerem Maße (ε'_q negativ) als bei der ersten. Daß die Dauer des Lagerns der Stäbe auf dieses — vermutlich auf Nachwirkungserscheinungen beruhende — Verhalten des Werkstoffs von wesentlichem Einflusse war, lassen die Versuche mit Lautal erkennen, bei denen der Zeiteinfluß ein weit größerer war als bei Duralumin. Nach 8,5% Reckung und zwölftägigem Lagern waren die „bleibenden" Formänderungen erheblich geringer als vorher und ε'_q bereits positiv.

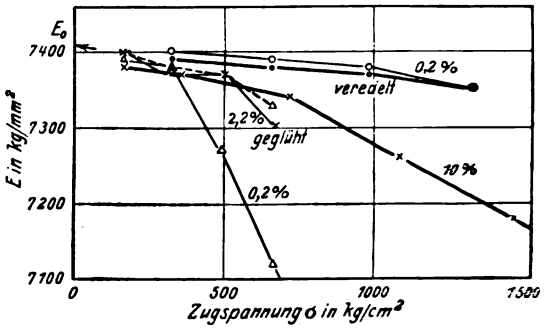


Abb. 3. Elastizitätsmodul von Duralumin.

In Abb. 3 und 4 sind die nach den Reckungen und ein- oder mehrtägiger Lagerung gefundenen Elastizitätszahlen E in Abhängigkeit von der Zugspannung σ aufgetragen. Angeschrieben sind die Reckgrade in Prozenten. Im veredelten Zustande hatten die Stäbe bei 0,2% Reckung annähernd gleiche, meist etwas höhere Elastizitätszahlen E als vor der Reckung; im geglühten und gereckten Zustande ist die Abnahme von E mit zunehmender Spannung — für beide Werkstoffe übereinstimmend — beim Reckgrade von 0,2% besonders groß.

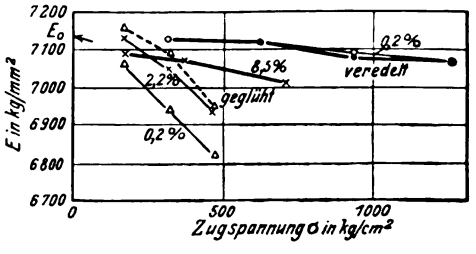


Abb. 4. Elastizitätsmodul von Lautal.

Diese Erscheinung, wie auch die oben bezüglich des Zeiteinflusses gemachte Beobachtung lassen vermuten, daß die infolge der Vorbehandlung und des Reckens auftretenden Eigenspannungen bei einem Reckgrade von 0,2% die elastischen Eigenschaften des Materials besonders stark beeinflussen[1].

[1] Vgl. auch „Untersuchung der Abhängigkeit der elastischen Dehnungszahl α des Kupfers von der Vorbehandlung und Versuchsausführung" von W. Kuntze, Mitt. Materialpr.-Anst., Sonderh. 5, S. 97—113. Kuntze machte sowohl an gezogenem wie auch an geglühtem Material die Beobachtung, daß „α mit dem Reckgrade zuerst (bis zu 3%) schnell zunahm, und dann ständig bis zur Höchstreckung abnahm" und führte diese Erscheinung auf die Folge zweier sich überdeckender Erscheinungen zurück: α nimmt
1. mit der reinen Verformung, bei welcher der Einfluß innerer Spannungen unwirksam gedacht sei, ab,
2. mit dem Auftreten innerer Spannungen zu.

Digitized by Google

Bei größeren Reckgraden nähern sich die E-Zahlen beider Werkstoffe immer mehr denen des veredelten Metalles. Des weiteren sei noch darauf hingewiesen, daß die Schaulinien in Abb. 3 und 4 mit abnehmender Spannung für $\sigma = 0$ etwa im Punkt $E_0 = 7410$ bei Duralumin und $E_0 = 7140$ bei Lautal zusammenlaufen.

Durch Auftragung der Querkontraktionen α_q in Abhängigkeit von der Spannung ergaben sich Schaubilder mit stark streuenden Versuchspunkten, die ausgesprochene Gesetzmäßigkeiten nicht erkennen ließen. Es ist daher von dieser Darstellungsweise Abstand genommen, zumal nach obigem die Werte α_q in stärkerem Maße von der Zeit und anderen Einflüssen abhängig waren als α.

In Abb. 5 und 6 sind daher nur noch die Werte α, α_q, $\varkappa$ und μ in Abhängigkeit vom Reckgrade aufgetragen, um deutlicher erkennen zu können, innerhalb welcher Grenzen diese Zahlen für das gereckte Material streuen. Eingetragen sind mit gestrichelten Linien die für $\sigma = 165$ (170) und 330 (340) kg/cm² bei der ersten Prüfung gefundenen Werte und mit ausgezogenen Linien die für die gleichen Spannungsstufen bei der zweiten Prüfung (nach ein oder mehreren Tagen) gefundenen Werte. Die Spannungen sind an die Schaulinien angeschrieben. In dem Unterschied zwischen gestrichelten und ausgezogenen Schaulinien ergibt sich wieder der Zeiteinfluß.

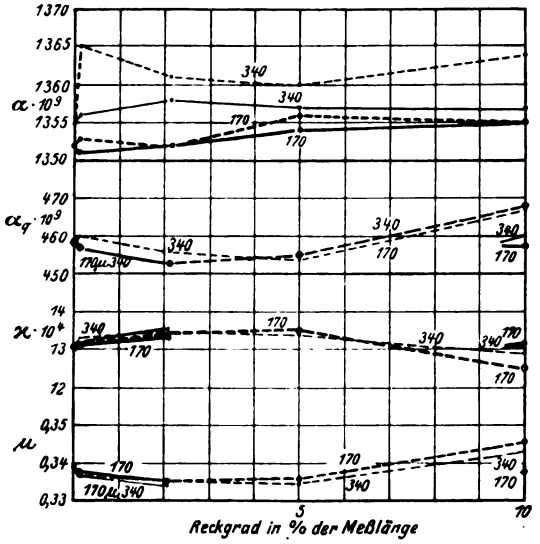


Abb. 5. Elastizitätswerte α, α_q, μ und $\varkappa$ von Duralumin.

Im allgemeinen kann ausgesagt werden, daß sich die Versuchswerte des gereckten Zustandes nur wenig — um einige Prozent — von denen des ungereckten Zustandes unterschieden (vgl. die ausgezogenen, nach längerer Lagerung erhaltenen Schaulinien). Innerhalb dieser geringen Unterschiede ließen sich Gesetzmäßigkeiten in der Abhängigkeit der Werte von Reckgrade nicht mit Sicherheit feststellen. Erwähnt sei noch, daß die Schaulinien α und α_q von Duralumin auch bei den geringen Zugspannungen von 165 und 330 kg/cm² bereits den erwähnten Höchstwert nach 0,2% Reckung erkennen lassen.

Die Dehnungszahl α (Elastizitätszahl E) beider Stoffe zeigt bei kleiner Zugspannung (165 bzw. 170 kg/cm²) die geringste Veränderlichkeit mit dem Reckgrade: unter 1%.

Die Querkontraktionszahl α_q war beim gereckten Duralumin im Mittel kleiner (1 bis 2%), beim gereckten Lautal hingegen größer (1 bis 3%) als beim ungereckten Material.

Entsprechend war beim Duralumin $\varkappa$ gereckt größer als $\varkappa$ ungereckt und beim Lautal $\varkappa$ gereckt kleiner als $\varkappa$ ungereckt. Für die Poissonsche Zahl μ ergaben sich die folgenden Mittelwerte (geglühtes Material):

Duralumin	ungereckt:	$\mu = 0{,}339$
„	gereckt bis zu etwa 5%	$\mu = 0{,}336$
Lautal	ungereckt:	$\mu = 0{,}342$
„	gereckt bis zu etwa 5%:	$\mu = 0{,}345$

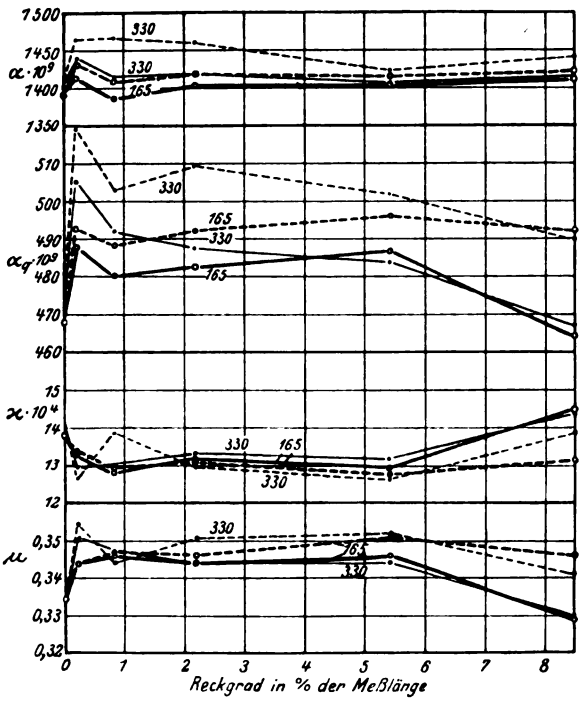


Abb. 6. Elastizitätswerte α, α_q, μ und $\varkappa$ von Lautal.

Zusammenfassung der Ergebnisse.

1. Die Kennziffern α (E), α_q, $\varkappa$ und μ der elastischen Eigenschaften der Leichtmetalle Duralumin, Lautal und Elektron wurden für den veredelten, geglühten und gereckten Zustand des Materials festgestellt. Sie weichen bei Duralumin und Lautal für den geglühten und gereckten Zustand nach ein- bis zweitägiger Lagerung der Stäbe nur um einige Prozent von den im ungereckten Zustande gefundenen Werten ab und sind mit der Zeitdauer der Lagerung nach dem Recken veränderlich. Der Einfluß der Zeit machte sich auch in der Größe und dem Vorzeichen der nach dem Recken bei geringeren Spannungen eintretenden „bleibenden" Formänderungen stark geltend. Es ist anscheinend erforderlich, die Stäbe nach dem Recken wochenlang zu lagern, ehe ein annähernd stabiler Zustand eintritt.

2. Die elastischen und plastischen Formänderungen der untersuchten Werkstoffe waren nach einer Reckung um 0,2% der Meßlänge auffallend stark verändert (Einfluß innerer Spannungen).

3. Die — allerdings nur an einer Meßstelle festgestellte — Querkontraktion der Stäbe war im allgemeinen

Digitized by Google

stärker durch die vorangegangene Reckung beeinflußt als die Dehnung.

4. Weitere Gesetzmäßigkeiten in der Abhängigkeit der elastischen Dehnung und Querkontraktion von Spannung und Reckgrad waren innerhalb des geringen Streuungsgebietes der Versuchswerte nicht deutlich erkennbar. Zur Erkennung derartiger Gesetzmäßigkeiten bedarf es eines umfangreicheren Versuchsmaterials und einer genaueren Feststellung des Zeiteinflusses (längere Lagerung der Stäbe) auf die Versuchswerte. Im Zusammenhange hiermit dürfte es von Interesse sein, auch der Verteilung innerer Spannungen des Materials über den Stabquerschnitt nach verschiedenen Reckungen und verschiedener Lagerungsdauer der Stäbe nachzugehen[1].

[1] „Nachweis innerer Spannungen in Stangen und Rohren". Von G. Sachs: Z. Metallkunde Bd. 19, S. 352—357. 1927. Vgl. daselbst auch die Literatur über die grundlegenden Arbeiten von E. Heyn und O. Bauer.

Kritische Kerbzähigkeitswerte.

Von **W. Kuntze**[1].

I. Kritische Abfallgebiete.

Die neuesten Untersuchungen im Gebiete der Kerbzähigkeitsprüfung (vgl. [2] und [3]) befassen sich fast ausnahmslos mit einer Mehrprobenmethode; d. h. es wird nicht mehr die Kerbzähigkeit des Werkstoffes als Einzelkennziffer ermittelt, sondern eine Reihe von Werten bei veränderten Versuchsbedingungen. Sehr geringe solcher Veränderungen, sowohl der stofflichen als auch der versuchstechnischen, rufen bekanntlich häufig sehr schroffe Größenänderungen der Kerbzähigkeit hervor, so daß unter angenähert gleichen Umständen ein spröder oder zäher Bruch möglich ist. Es häufen sich daher die Vorschläge, die Zustände zu ermitteln, unter denen der Übergang vom zähen zum spröden Bruch auftritt[4]. Die Prüfmethode würde dann auf eine Grenzbestimmung zwischen diesen beiden Brucharten hinauslaufen. Eine ideale Kurve der Veränderlichkeit der Kerbzähigkeit (die sich im Schrifttum schon in ähnlicher Weise vorfindet[5]) würde entsprechend den bisherigen Erfahrungen Abb. 1 zeigen. Man erkennt, daß die Lage des kritischen Gebietes im Diagramm von sehr vielen Faktoren der Abszisse beeinflußt wird, die sich vermutlich in ihren Wirkungen noch dazu überdecken. Das führt zu einem Problem unbegrenzter Möglichkeiten hinsichtlich des Einflusses von Probe, Maschine, äußeren Bedingungen und Stoff. Die Einführung einer einheitlichen Probe und Maschine würde also nicht erlauben, die Übergangsgrenzen infolge der Probengröße, Probengestalt, Kerbschärfe und Versuchsgeschwindigkeit zu ermitteln, während andererseits die durch Versuchstemperaturen und stoffliche Änderungen, beispielsweise durch Recken und Vergüten, bedingte Grenzlage zwischen zähe und spröde nur bei einheitlicher Probe und Maschine eindeutig festzulegen wäre. Wie man in diesem Fall aber zugleich der Frage gerecht zu werden gedenkt, ob die gewählte Probengröße oder -form und die durch die Maschine gegebene Versuchsgeschwindigkeit auch dem Verhalten des ganzen Werkstückes und seiner Beanspruchungsmöglichkeit entspricht, bleibt nach den bisherigen Kenntnissen noch gänzlich ungelöst. Will man also in der Erkenntnis, daß die Kerbzähigkeit als Kennziffer zu unklar ist, zu einer Grenzbestimmung im obigen Sinne übergehen, so wäre noch vielerlei Aufklärung notwendig, wenn diese Bestrebungen zu einem Erfolg führen sollen.

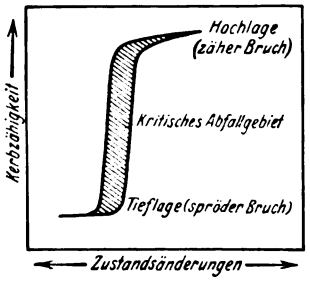


Abb. 1. Schematische Wiedergabe des Abfallgebietes der Kerbzähigkeit.

⇆ Probengröße
→ Probenbreite
← Kerbschärfe
⇆ Kerbtiefe
} = Probeneinfluß
← Versuchsgeschwindigkeit = Maschineneinfluß
⇆ Prüftemperatur = Versuchseinfluß
← Reckgrad
⇆ Wärmebehandlung
} = stofflicher Einfluß

Zunächst ist von Wichtigkeit, ob das kritische Gebiet stofflich begründet ist oder etwa einem labilen Zustand entspricht, der in der speziellen äußeren Prüfungsanordnung begründet liegt. Wie man später sehen wird, wirken beide genannten Umstände auf die kritischen Werte ein. Vorerst sollen die stofflichen Ursachen des kritischen Gebietes besprochen werden. Die durch die Kerbzähigkeit ausgedrückte Schlagarbeit ließe sich in der üblichen Weise aus einem Kraft-Weg-Diagramm planimetrieren[1, 2, 3], wenn dasselbe bekannt wäre. Für die Prüfpraxis ist dieses Verfahren unnötig und wäre zu umständlich, für die Aufklärung der Vorgänge ist es aber sehr wichtig. Je nach der Summe der zufällig obwaltenden Zustände, die in der Abb. 1 aufgeführt sind, ändern sich die für die Verformung erforderlichen Kräfte. Der gesamte Weg jedoch ist von einem anderen Faktor abhängig, der Trennfestigkeit. Diese ist nicht dem Einfluß der Probengestaltung und der Maschine unterworfen, sie hängt nur von stofflichen Veränderungen ab. Da die Probe während der Beanspruchung sich aber infolge Reckung stofflich ändert, so ändert sich währenddem auch ihre Trennfestigkeit[4]. Diese durchläuft mit zunehmender Reckung einen aufsteigenden Kurvenast der Verfestigung (während der Gleichmaßdehnung) und einen abfallenden der Erschöpfung (während der Einschnürung). Bedingung für den Bruch ist, daß die be-

[1] Original: Metallwirtschaft Bd. 8, S. 992—998 und 1011 bis 1017. 1929.

[2] E. Honegger: Schweiz. Verb. Materialprüf. Techn. Ber. 5. 1927.

[3] M. Ros: ebenda.

[4] W. Schwinning u. K. Matthaes: Dt. Verb. Materialprüf. Techn. Nr. 78. 1927.

[5] R. Stribeck: Stahleisen 1922, S. 405—408.

[1] F. Körber u. H. A. v. Storp: Mitt. Eisenforsch. VII, S. 81—97. 1925.

[2] Dieselben: ebenda VIII, S. 127—134. 1926.

[3] W. Schwinning u. K. Matthaes: Siehe Anm. 4, S. 44.

[4] W. Kuntze: Arch. Eisenhüttenwes. 2. Bd., S. 109 bis 117. 1928/29. Vgl. auch S. 7.

Digitized by Google

lastenden Kräfte die Trennfestigkeit erreichen. Infolge der charakteristischen Gestalt der Trennfestigkeitskurve ist es nun tatsächlich möglich, daß infolge nur geringer Unterschiede in den Versuchszuständen entweder ohne wesentliche Formänderungen die noch nicht angestiegene Trennfestigkeit oder nach meist sehr großen Formänderungen die schon wieder erschöpfte und herabgesunkene Trennfestigkeit erreicht wird[1]. Mithin ist das kritische Gebiet stofflich begründet. So ist es auch erklärlich, daß die bei gemessener und wachsender Korngröße ermittelte Kerbzähigkeit sich „kritisch" also auffallend plötzlich verringert. Ja selbst die auf das Volumen bezogene Schlagarbeit (Arbeitskonstante, Raumschlagarbeit), die der Probenbreite gegenüber so unempfindlich ist, zeigt bei Veränderung der Korngröße einen kritischen Abfall, der sich ebenfalls bei der Kornschlagarbeit (auf das mittlere Kornvolumen bezogen) vorfindet[2]. Die Folgerung aus dieser Feststellung ist, daß wir bei jedem Werkstück mit dem Auftreten eines kritischen Gebietes bei schlagartiger Beanspruchung rechnen müssen, womit nicht gesagt sein soll, daß es unter gegebenen praktischen Umständen stets eintreten muß. Die Möglichkeit eines spröden Bruches unter geringem oder eines zähen unter großem Arbeitsaufwand bei nicht sehr unterschiedlichen Bedingungen ist somit gegeben. Die Bestrebungen nach einer Grenzbestimmung in der Kerbzähigkeitsprüfung, also nach Erforschung derjenigen Umstände, die für den Werkstoff gefährlich sein können, sind mithin berechtigt.

Es soll nunmehr auf die Schwierigkeiten eingegangen werden, die in den vielseitigen Einwirkungen auf die Lage der Grenze zwischen zähem und sprödem Bruch liegen. Man kann diese Einwirkungen in vier Hauptgruppen einteilen: 1. der Probenform, 2. des Werkstoffes, 3. der Versuchstemperatur und 4. der Schlaggeschwindigkeit der Maschine. Unter diesen vier Gesichtspunkten sind eine Reihe der bisher veröffentlichten Ergebnisse in Abb. 2 zusammengestellt worden. Es gehören hierher nur solche Untersuchungen, bei denen Versuchsreihen unter Abstufungen der Versuchsumstände nach mindestens zwei der genannten Hauptgruppen vorgenommen wurden[3-10]. Die Ergebnisse dieser Reihen sind den Gruppen entsprechend in vier Abszissen eingeordnet worden. Innerhalb jeder dieser Abszissen wurde wieder eine Unterteilung nach denselben Hauptgruppen bezeichnet mit 1 bis 4 vorgenommen, die dann je nach der Anzahl der vorhandenen oder ausgewählten Kurven abgestuft werden konnten. Auf der Ordinate ist also immer nur die Kerbzähigkeit aufgetragen. Diese Zusammenstellung soll nicht nur einen geordneten Überblick über die bisherigen Erfahrungen geben, sie soll auch zu der Erkenntnis beitragen, ob etwa die Einflüsse von Probe, Maschine, Versuchstemperatur und Werkstoff auf die Lage des Kerbzähigkeitsabfalles gesondert zu bewerten sind. Selbstverständlich genügt hierfür die Aufzählung der bisher genannten Einflüsse bei weitem nicht. Die Probenform müßte viel eingehender definiert werden können, um ihren Einfluß wirklich klarzustellen. Die Maschine ist nicht allein durch ihre Schlaggeschwindigkeit charakterisiert; die Masse des Pendels spielt eine große Rolle hinsichtlich der Aufzehrung der Verformungsgeschwindigkeit während der Verformung der Probe. Ferner sind die vier genannten Gruppen nie streng voneinander zu trennen, sie sind in ihrer Wirkung stets miteinander verkettet. Geschwindigkeit des Pendels und Probengröße bewirken gemeinsam die spezifische Verformungsgeschwindigkeit. Die Probenlänge hat Einfluß auf die Geschwindigkeit, mit der die Probe durchgebogen wird; es ist die Geschwindigkeit des Pendels in Meter-Sekunden dividiert durch den halben Auflagerabstand in Meter gleich der Winkelgeschwindigkeit der Probe, dem eigentlichen Maßstab für die Geschwindigkeit, mit der die Probe beansprucht wird[1]. Die Probenform wirkt hinsichtlich ihrer Einwirkung auf die Verformungsmöglichkeit auch auf die stofflichen Veränderungen (Trennfestigkeit) während des Verformungsvorganges ein und dasselbe tut häufig auch die Versuchstemperatur. Es soll nämlich gezeigt werden, wie außerordentlich verkettet die Umstände liegen, wenn man die Grenzlage zahlenmäßig festlegen will. Das zeigt ja auch die Abb. 2 mit der vollständigen Regellosigkeit, mit der das Abfallgebiet eintritt, welches mit einigen wenigen Begriffen allein nicht zu kennzeichnen ist. Um das Verhalten des ganzen Werkstückes zu klären, würde es beispielsweise wohl kaum genügen, in der Prüfung die Grenzlage nur durch Probenbreite und Versuchstemperatur festlegen zu wollen.

Sehr lehrreich ist die Beziehung zwischen Kerbzähigkeit und Brucheinschnürung des statischen Zugstabes bei verschiedenen Versuchstemperaturen, die später an Hand von Abb. 15 und 17 noch eingehend behandelt werden wird. Auch hier kritisches Ansteigen der Kerbzähigkeit, welches erst bei Temperaturen beginnt, bei denen die statische Einschnürung schon einen verhältnismäßig hohen Wert erreicht hat. Dieser plötzliche Anstieg nach Durchlaufen des Gebietes der Kaltsprödigkeit findet hier in einem Temperaturbereich von etwa —70° bis über Zimmertemperatur statt. Im Gebiet der Warmsprödigkeit (bei etwa 500°) ist die Kerbzähigkeit erst dann wieder abgefallen, wenn die Einschnürung schon wieder zugenommen hat. Man kann sagen, daß hier mit zunehmender Temperatur die Zähigkeitswirkung nach Überschreiten der Kaltsprödigkeit sowohl als auch der Warmsprödigkeit bei der Schlagprüfung erst bei 150 bis 300° höheren Temperaturen eintritt als bei der statischen Prüfung, woraus die typischen Schleifenformen der Abb. 15 folgen. Diese Vorgänge dürften sich nur so erklären, daß an und für sich die zur Gleitung erforder-

[1] W. Kuntze: Arch. Eisenhüttenwes. 2. Bd., S. 583 bis 590. 1928/29. Vgl. auch S. 27.

[2] H. Hanemann u. R. Hinzmann: Stahleisen 1927, S. 1651—1661.

[3] A. Schmid: Z. V. d. I. 1915, S. 423.

[4] M. Moser: Kruppsche Monatsh. 1921, S. 1—16.

[5] B. Strauß und A. Fry: Stahleisen 1921, S. 1133.

[6] R. Mailänder: Kruppsche Monatsh. 1924, S. 16—21.

[7] E. Maurer und R. Mailänder: Stahleisen 1925, S. 409—423.

[8] F. Körber und A. Pomp: Mitt. Eisenforsch. Bd. VI, S. 33—43; Bd. VII, S. 43—57. 1925.

[9] A. Fry: Kruppsche Monatsh. Bd. 7, S. 185—196. 1926.

[10] R. Mailänder: ebenda S. 217.

[1] M. Moser: Stahleisen 1923, S. 73 (Englische Forschungen zur Kerbschlagprobe).

Digitized by Google

lichen Kräfte von der Temperatur[1] in sehr empfindlicher Weise abhängig sind, und daß weiterhin der Einfluß der Geschwindigkeit auf diese Kräfte ebenfalls mit wechselnder Temperatur sehr verschieden ausfällt[2]. Das sieht man besonders auffallend in Abb. 17, wo drei Stahlgußsorten in drei nahe verwandten Zuständen (gegossen, nachfolgend geglüht bei schneller und langsamer Abkühlung) so gänzlich verschiedene Kurvenformen und -lagen zeigen.

Das ist der Kernpunkt des gesamten Kerbzähigkeitsproblems hinsichtlich der schwer zu verstehenden Unterschiede zwischen statischen und dynamischen Vorgängen: Die Kenntnis der empfindsamen Veränderlichkeit des Gleitwiderstandes mit Temperatur und Geschwindigkeit und das Zusammenwirken dieser veränderlichen Gleitwiderstände mit der von der Größe der Gleitung abhängigen Trennfestigkeit.

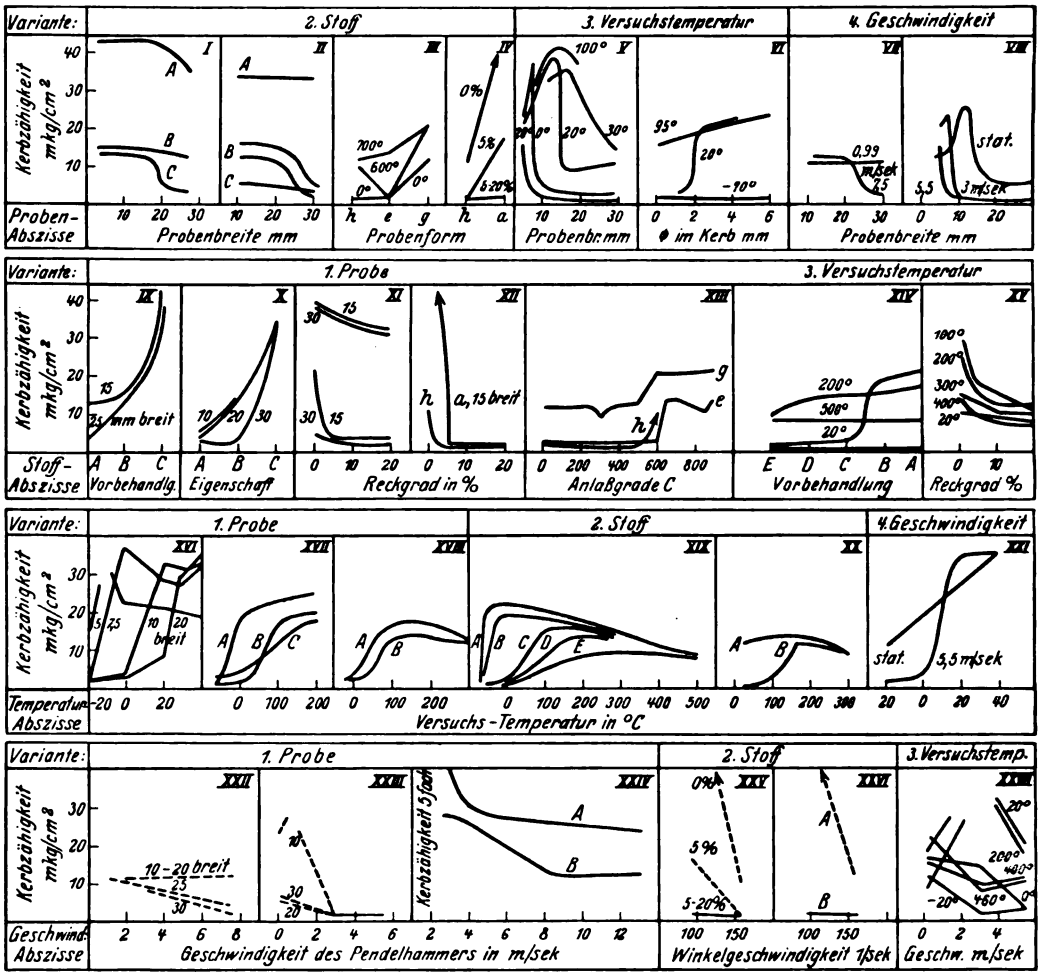


Abb. 2. Zusammenfassung von im Schrifttum bekanntgewordenen Ergebnissen über das kritische Abfallgebiet der Kerbzähigkeit. (Die Werte wurden zum Teil in andere Achsenkreuze umgezeichnet. Probenformen und Werkstoffe vgl. Tafel 1.)

In Übereinstimmung mit diesem Gedankengang steht die Tatsache, daß die Arbeitsschnelligkeit (nach Moser[3]), die die Größe des Arbeitsraumes in Prozent vom Größtraum angibt, als sehr von der Versuchstemperatur abhängig gefunden wurde. Über das Maß dieses so unübersichtlichen Zusammenwirkens hat man bisher noch keine Aufschlüsse gefunden. Steigen diese — durch die sich überdeckenden Einflüsse von Temperatur und Geschwindigkeit stark abhängigen — Kräfte bis zur Trennfestigkeit an, so tritt der Bruch ein und der Arbeitsaufwand ist abgeschlossen. Die Trennfestigkeit ist, wie schon gesagt wurde, mit der, während der Beanspruchung auftretenden Verformung veränderlich, wahrscheinlich aber nicht von der Versuchstemperatur abhängig, sofern diese nicht etwa stoffliche Änderungen hervorruft.

Dies sind aber gerade Faktoren, deren Ermittlung schwierig und nicht geläufig ist und deren Kenntnis für die Praxis auch nicht unbedingt notwendig erscheint. Vielmehr ist als Auswirkung dieser Einzelfaktoren der komplexe Wert der Kerbzähigkeit selbst ein Begriff, der geeignet ist, das Verhalten der Werkstoffe gegenüber schlagartiger Beanspruchung in außerordentlich empfindsamer Weise zu kennzeichnen. Um aber bei der Beurteilung der Werkstoffe dem ebenso häufigen wie schroffen Wechsel der Werte Rechnung tragen zu können, ist ein möglichst einheitliches und übersichtliches Prüfverfahren unbedingt erforderlich.

II. Streuwerte in der Prüfung.

Abgesehen von Streuwerten, die als unumgängliche Folge eines kritischen Gebietes auftreten, gibt es auch außerhalb eines solchen noch Streuwerte, die der Prüfmethodik besonders der Probenform anhaften. Es ist

[1] F. Körber: Stahleisen 1925, S. 1146—1149.
[2] Siehe Anm. 7, S. 45.
[3] M. Moser: Stahleisen 1925, S. 1879.

Digitized by Google

Tafel 1. Ergänzende Angaben zu Abb. 2.

Bild	nach Versuchen von	Probenform	Werkstoff
I	Moser 1924	*a*	Flußstahl, *A* vergütet, *B* geglüht, *C* überhitzt
II			Versch. Stähle, *A* zähe, *B* mittelzähe, *C* spröde
III	Kuntze 1928	*a*, *e*, *g*, *h*	Kesselblech, gepreßt und angelassen
IV			Kesselblech, gereckt
V	Mailänder 1924—26	*d*	Flußstahl
VI		*a*	
VII	Moser 1921		Stahl
VIII	Mailänder 1924	*d* (bei —20° geprüft)	Flußstahl
IX	Moser 1924	*a*	Flußstahl wie I
X			Verschiedene Stähle, wie II
XI	Baumann 1926		Krupp-Sonderflußstahl und Flußstahl
XII	Kuntze 1928	*a*, *h*	A 2 U Kesselblech
XIII	Bauer 1927, Kunze 1928	*e*, *g*, *h*	
XIV	Körber & Pomp 1925	*b*	Flußstahl, *A* vergütet, *B* Anlief., *C* krit. verform. u. geglüht, *D* überhitzt, *E* bei 200° C gewalzt
XV	Maurer & Mailänder 1925	*c*	Kesselblech, geglüht
XVI	Mailänder 1924—26	*d*	Flußstahl
XVII		*a*, *A* Ø Kerb = 4 mm, Querschnitt = 30 mm; *B* Ø Kerb = 0,5 mm, Querschnitt = 20 mm; *C* Ø Kerb = 4 mm, Querschnitt = 15 mm	
XVIII		*a*, *A* Rundkerb, *B* Spitzkerb	
XIX	Körber & Pomp 1925	*b*	Flußstahl, wie XIV
XX	Strauß & Fry 1921	Spitzkerb	Kesselblech, *A* geglüht, *B* gebogen
XXI	Mailänder 1924	*d*, Probenbreite = 15 mm	Flußstahl
XXII	Moser 1921	*a*	
XXIII	Mailänder 1924	*d* (bei —20° geprüft)	
XXIV	Stanton & Batson 1920	*i*, *A* Rundkerb, *B* Spitzkerb	C-Stahl 0,19% C
XXV	Kuntze 1928	*a*, *h* (Winkelgeschwindigkeit = 85 bzw. 157)	A 2 U Kesselblech, gereckt
XXVI			A 2 U Kesselblech, *A* geglüht, *B* gepreßt
XXVII	Maurer & Mailänder 1925	*a*, 16 mm breit	Kesselblech, geglüht

eine eigentümliche Tatsache, daß man sämtliche Kerbschlagproben der verschiedensten Formgebung nur an der Zugseite einkerbt. Dies geschieht vermutlich infolge einer Nichtbeachtung der Vorgänge an der ungekerbten Druckseite. Die Kerbzähigkeit stellt eine Formänderungsarbeit dar, und sie wird deshalb gerade einen beträchtlichen Anteil der Verformungsarbeit der Druckseite enthalten, da diese ungekerbt ist und sich stark verformen kann. Nun sind bei der Druckbeanspruchung im Gegensatz zur Zugbeanspruchung häufig labile Vorgänge zu beobachten, d. h. der Beginn der Verformung kann aus geringsten Anlässen sofort oder sehr verzögert, also erst bei hoher Belastung eintreten. Bekannt ist diese Erscheinung beispielsweise aus dem Knickversuch, wo geringste Änderungen der Zentrierung der Probe von ganz erheblichem Einfluß auf die Knickgrenze sind[1]. Tritt bei der Kerbschlagprobe in der Druckzone trotz Kraftanstieges ein Verzug der Verformung ein, so wird unter stärkerer Beanspruchung der Zugzone die Probe früher, also bei geringerer Kerbzähigkeit, brechen, als wenn keine Verzögerung stattgefunden hätte.

Die Richtigkeit dieser Überlegung fand sich nun beim Vergleich von Ergebnissen der normalen Probenformen mit solchen, bei denen auch die Druckseite eingekerbt war, bestätigt. Aus zwei Blechen vom Baustahl 48 wurden Proben der normalen Form *e* (Abb. 3) und vergleichsweise solche, der ringsherum eingekerbten der Form *h* nach dem Plan der Abb. 4a und b entnommen.

[1] Th. v. Karman: Forschungsarb. V. d. I. 1910, H. 81.

Die Probe *h* wurde ähnlich der Izod-Probe einseitig eingespannt, in einem von Rudeloff konstruierten Schlagwerk von 4 mkg geschlagen. Die Kerbzähigkeitswerte

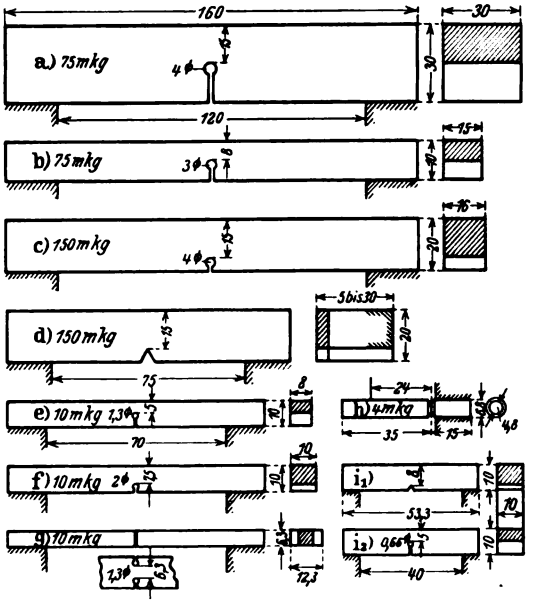


Abb. 3. Probenabmessungen.

sind gemäß ihrer Entnahme geordnet in den Kurven aufgetragen. Jeder Wert entspricht nur einem einzigen Versuch. Auf den ersten Blick fällt die Kontinuität sämtlicher Kurven der Probenform *h* auf. Die Werte scheinen hier die tatsächlichen allmählichen Übergänge der durch

Digitized by Google

das Warmwalzen hervorgerufenen Stoffbeschaffenheit sowohl längs als auch quer zum Blech äußerst sorgfältig wiederzugeben, ohne daß irgendwelche Streuungen störend wirken. Die Kerbzähigkeitskurven der normalen Form *e* machen indessen mehr den Eindruck der Unregelmäßigkeit und bilden schroffe Gegensätze, die durch

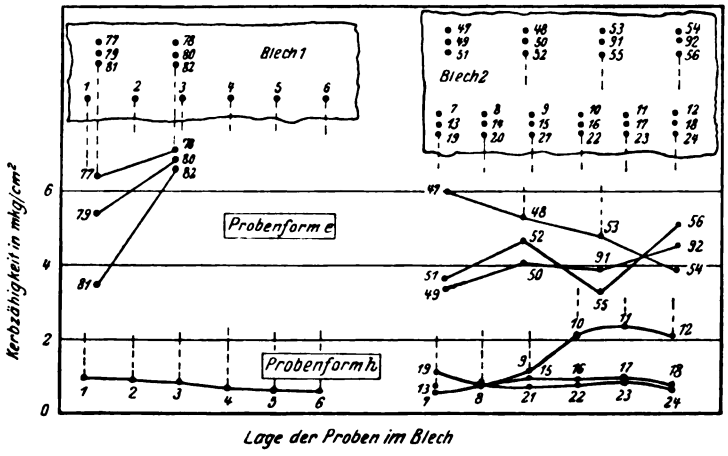


Abb. 4a und b. Gegenüberstellung von Kerbzähigkeitswerten zweier Probenformen unter Berücksichtigung der Entnahme aus dem Blech. (Baustahl 48.)

Störungen hervorgerufen zu sein und weniger dem Zustande des Werkstoffes zu entsprechen scheinen. In der Abb. 5 sind Werte beider Probenformen mit dem Reckgrade aufgetragen. Auch hier fällt die äußerst gleichförmige Kurve für die Probenform *h* auf. Die normale Probenform zeigt bei 18% Reckung offenbar eine Störung (vgl. später Abb. 11). Abb. 6 zeigt die Probenform *h* im Vergleich zur großen normalen *a* bei dem gereckten Kesselblech A2U. Hier haben wir ein kritisches Gebiet bei 5% Reckung. Die normale Form läßt bei diesem Reckgrad ohne sonst sichtbare Ursachen die Werte zwischen 2 und 15 kg/cm² wechseln. Die Probenform *h* ergibt einen allmählichen Übergang zu höheren Kerbzähigkeitswerten.

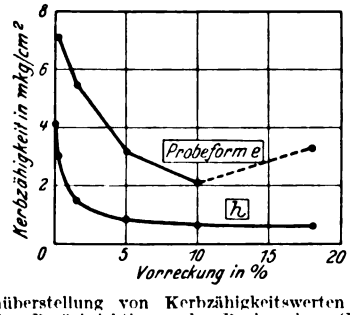


Abb. 5. Gegenüberstellung von Kerbzähigkeitswerten zweier Probenformen unter Berücksichtigung des Reckgrades. (Baustahl 48.)

Hier muß eingefügt werden, daß bei einem Werkstoff mit ausgeprägter Streckgrenze es nicht möglich ist, geringere Reckungen zu erzeugen als die Länge des zackigen horizontalen Gebietes im Kraft-Dehnungs-Diagramm des Zugstabes in Prozent gemessen beträgt. Aus diesem Grunde konnten für den vorliegenden Werkstoff Reckungen unter 2% nicht verwirklicht werden. Diese Erscheinung hat ihren Grund darin, daß die von der Reckung zuerst betroffenen Stabteile, die meist an der Einspannung liegen, sofort um den ganzen Betrag von etwa 2% dehnen[1].

[1] W. Kuntze und G. Sachs: Z. V. d. I. 1928, S. 1011 bis 1016.

Hieraus folgt aber, daß die Kerbzähigkeit eines Werkstückes nach Überschreitung der Streckgrenze schon deshalb sofort auf den diesen Mindestreckbetrag entsprechenden Wert fallen muß. Dieser Abfall ist dann sehr erheblich, weil die Kerbzähigkeit gerade bei sehr kleinen Reckungen beträchtlich fällt[1].

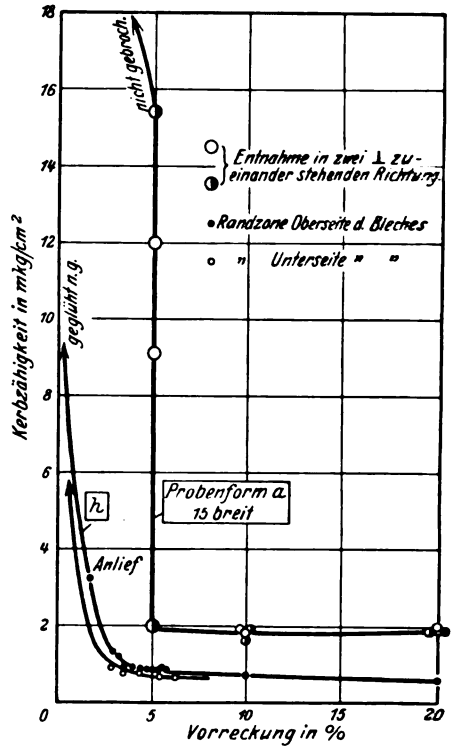


Abb. 6. Gegenüberstellung von Kerbzähigkeitswerten zweier Probenformen unter Berücksichtigung des Reckgrades. (Flußstahl A 2 U, Blech 22 mm stark.)

Der letzte Versuch zeigt, daß auch die Schroffheit eines kritischen Gebietes durch die beiderseitig (an Zug- und Druckseite) gekerbte Probe gemildert wird, ohne daß dieselbe an Empfindsamkeit einbüßt. Dies ergab sich auch in Abb. 9 beim Vergleich der Probenformen *e* und *h*.

Die gleichmäßigeren Ergebnisse bei Einkerbung auch der Druckseite ließen nun eine Probenform *g* mit beiderseitiger Einkerbung für Auflagerung auf zwei Stützen entstehen, um die gebräuchlichen Pendelschlagwerke ausnützen zu können. Die beiden Bohrungen im Grunde der Einkerbung laufen parallel der Kraftrichtung. Die Einkerbungen sind also nicht an der Zug- und Druckseite selbst angebracht, sondern verlaufen entlang den Seitenflächen, von der Druck- zur Zugseite, so daß Zug- und Druckzone in gleicher Weise davon berührt werden (vgl. Abb. 3 und 10). Die Probe ließ sich sehr leicht mit Hilfe einer Lehre bohren. Mit diesen Proben wurde Kruppsches Izett-Kesselblech, 22 mm stark, geprüft, welches nach dem Verfahren von O. Bauer[2] gepreßt (vgl. Abb. 8) und alsdann bei verschiedenen Temperaturen angelassen wurde. Die Abb. 7a und b bringen drei Kurven für diese Probenform, die dem Bruch in den beiden gegenüberliegenden äußeren Walzflächen (Kurve 3 und 4) des Bleches und in einer im Abstande von etwa

[1] Siehe Anm. 1, S. 45.

[2] O. Bauer: Mitt. Ver. Großkesselbesitzer Nr. 15, S. 7—21 1927.

Digitized by Google

7 mm geprüften Innenzone (Kurve 1) entsprechen. Es läßt sich nämlich bei dieser Probenform der Anbruch genau in die Außenschicht des Bleches legen, was bei der normalen Form nicht möglich ist, wo der Anbruch 5 bis 6 mm von der Außenschicht entfernt erfolgt. Abb. 8

Probenform *g* ist deren Empfindsamkeit durchaus nicht geschwächt. Der bei 250° Anlaßtemperatur eintretende größte Alterungseffekt, der in der Kurve 6 durch den niedrigsten Wert der Kerbzähigkeit gekennzeichnet ist, wird auch durch die Probenform *g* deutlich zum Aus-

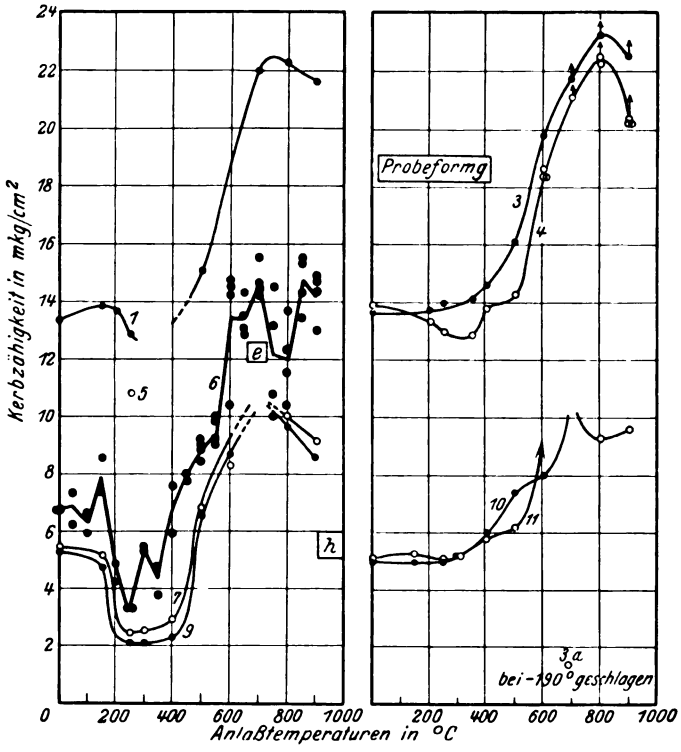


Abb. 7a und b. Gegenüberstellung von Kerbzähigkeitswerten dreier Probenformen unter Berücksichtigung des Anlaßgrades von Izett-Flußstahl BA_2R. Probenentnahme nach Abb. 8 (Kurve 6 nach O. Bauer).

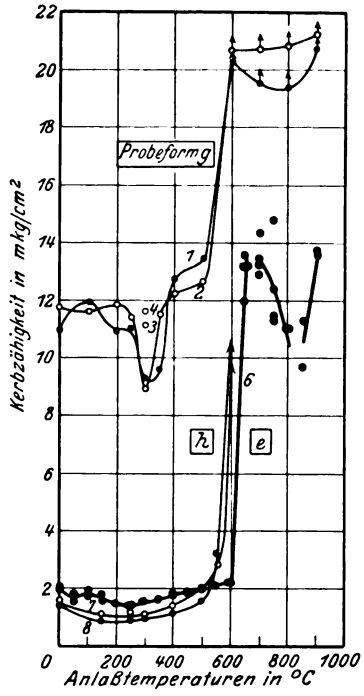


Abb. 9. Gegenüberstellung von Kerbzähigkeitswerten dreier Probenformen unter Berücksichtigung des Anlaßgrades von A_2U-Flußstahl. Probenentnahme nach Abb. 8. (Kurve 6 nach O. Bauer.)

zeigt die Entnahme aus dem Blech. Die drei Kurven verlaufen auch hier, trotzdem sie nur Einzelwerte enthalten, sehr gleichförmig und die Unterscheidung der drei Schichten wird durch die sonst gewohnten Streuungen nicht übertönt. Einige Stichproben mit mehreren Versuchswerten bei 600, 800 und 900° Anlaßtemperaturen ergab eine fast übereinstimmende Gleichheit der Werte (Abb. 7b, Kurve 4).

druck gebracht. Man sieht hier, daß der Alterungseffekt nach dem Blechinnern zunimmt, wie die Werte für etwa 7 bzw. 10 mm Abstand von der Walzhaut (1 und 5) erkennen lassen. Abb. 9 zeigt eine weitere Gegenüberstellung beider Probenformen für das Kesselblech A 2 U. Die beiderseitig gekerbte Probe zeigt wieder sehr kontinuierliche Werte, sodaß auf eine Mittelbildung aus einer größeren Probenzahl auch hier verzichtet werden konnte (die zudem aus Mangel an Material nicht möglich war). Die normale Form zeigt zwischen 600 und 900° wieder Streuwerte bis zu 28%. Bei den unteren Anlaßgraden befindet sich die Kurve der normalen Probeform *e* in einem Gebiet großer Sprödigkeit (Tieflage).

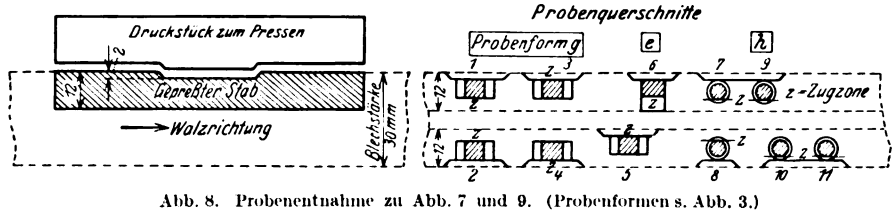


Abb. 8. Probenentnahme zu Abb. 7 und 9. (Probenformen s. Abb. 3.)

Betrachtet man nun zum Vergleich die Kurve 6 der normalen Form *e* für dasselbe Blech[1]*, so fällt die große Streuung der Einzelwerte auf, die bis zu 37% der jeweiligen Kerbzähigkeit betrugen. Trotzdem die Kurve sich aus zwei bis vier Einzelwerten für jeden Anlaßgrad ergab, nahm sie immer noch einen sehr zackigen Verlauf. Bei der großen Gleichförmigkeit der Ergebnisse der

Hier können entsprechend der oben gegebenen Erklärung über die Ursache der Streuung als Verzögerungserscheinung bei plastischer Bruchverformung, Streuungen also nicht auftreten. Natürlich ist hier auch keine empfindsame Anzeige der Alterungserscheinungen möglich. Die Probenform *g* hingegen hat in diesem Anlaßbereich die Tieflage, also einen wirklich spröden Bruch noch nicht erreicht (Abb. 10) und zeigt bei sonst wieder guter Kontinuität die Alterung auffallend gut an. Auch hier ist diese wieder nur im Blechinnern vorhanden (vgl. 3 und 4 mit 1 und 2; Entnahme s. Abb. 8). Da für diese Probenform ein spröder Bruch nach Abb. 7b, Versuchspunkt 3a

[1] Siehe Anm. 2, S. 48.

* Herrn Prof. Dr.-Ing. e. h. O. Bauer danke ich auch an dieser Stelle für die mir zuvorkommenderweise überlassenen Prüfprotokolle seiner Untersuchungen am Werkstoff gleicher Lieferung, wodurch mir erhebliche Ersparungen in der Zahl der Vergleichsversuche ermöglicht wurden.

Digitized by Google

(Versuchstemperatur —190° C) nur eine Kerbzähigkeit von 1 kg/cm² erfordert, ergibt sich ein erheblicher Abstand zwischen Hoch- und Tieflage, der mit etwa 22 kg/cm² wesentlich größer ist als derjenige der Probenform *e* in Abb. 7 oder 9.

Die Empfindsamkeit der Anzeige stofflicher Eigenschaften ist also in jeder Hinsicht bei der doppeltgekerbten Form *g* größer als bei der normalen Form *e*.

Bei der Probenform *h* ist die Gleichförmigkeit der Kurven noch auffallender, es lassen sich mit ihr sowohl zwei nebeneinander entnommene Probenreihen der Streuungen wegen der kleineren Kerbzähigkeitswerte nicht geringer sind, ist nicht zulässig, da nach Abb. 7 die Werte der Formen *e* und *h* sich etwa wie 10:8 verhalten; in Abb. 9 ist dies Verhältnis noch geringer.

Die Tatsache, daß bei Einkerbung auch der Druckseite zwei Proben von so verschiedener Gestaltung wie die Formen *g* und *h* dasselbe Ergebnis liefern, nämlich fast vollkommene Beseitigung von Streuungen nicht stofflichen Charakters, ist beweiskräftig genug, um den Mangel einer Einkerbung auch an der Druckseite für starke Streuungen haftbar zu machen. Die doppelt

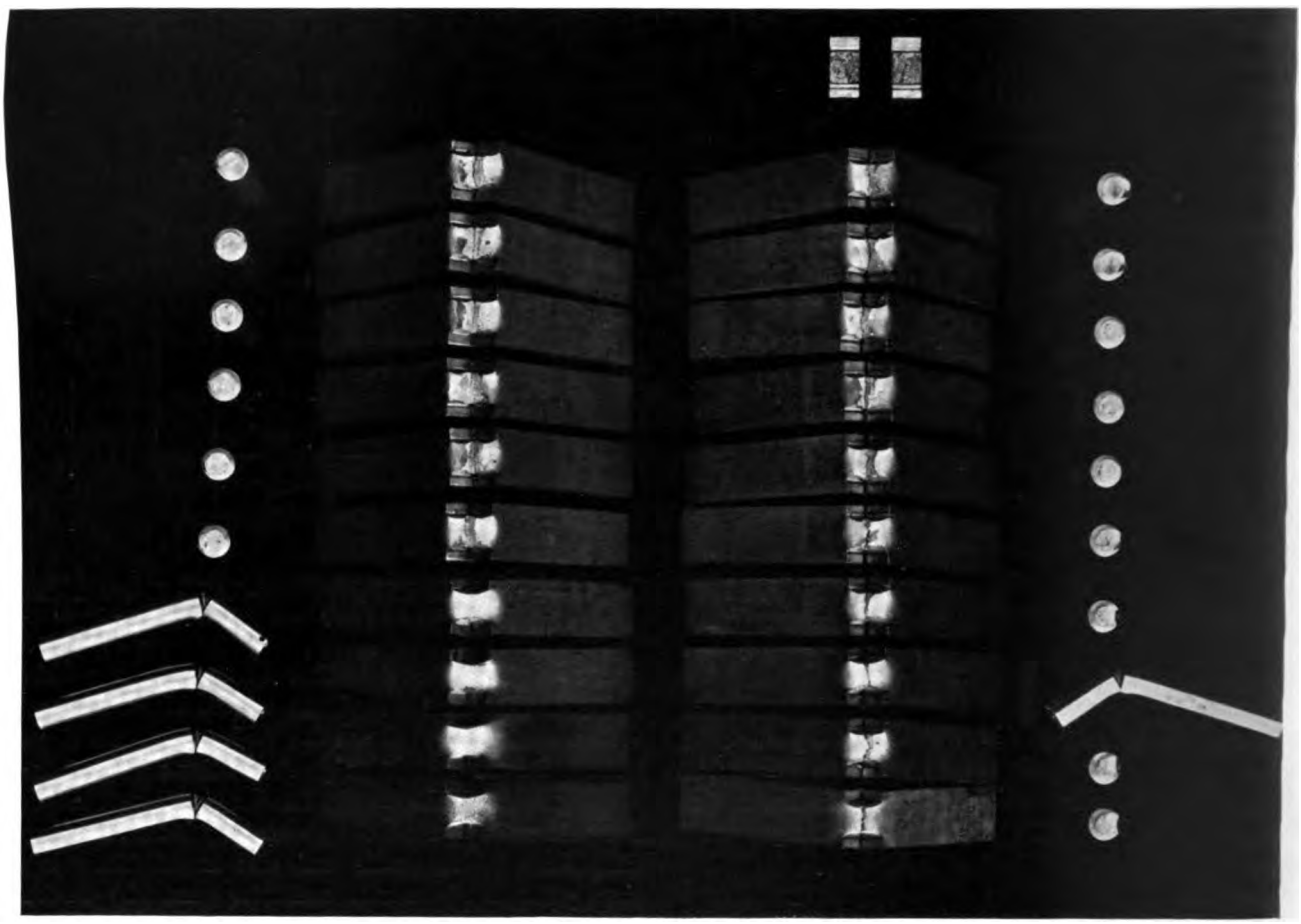


Abb. 10. Bei Zimmertemperatur geschlagene Proben der Formen *g* (mitte) und *h* (außen) von gepreßtem A_4U- (links) und Izett-Flußstahl (rechts) nach Anlassen bei verschiedenen Temperaturen von 0° (oben) bis 900° (unten). Die oberste einzelne Probe (Izett-Flußstahl bei 700° angel.) wurde bei —190° C geschlagen. (Probe 3a in Abb. 7b.)

Innenschicht (7 und 9) als auch der Außenschicht (10 und 11, Abb. 7a und b und Abb. 8) nach ihrer Kerbzähigkeit genau auseinanderhalten, ohne daß Streuungen sichtbar werden; nur der Wert für die Kurve 7 bei 600° Anlaßtemperatur ist etwas zu gering, weil die Bruchfläche bei dieser Probe eine Fehlstelle aufwies. In Abb. 9 geben die Kurven 7 und 8 den Verlauf der Kerbzähigkeit für zwei Innenschichten im gleichen Abstande von den beiden gegenüberliegenden Walzflächen wieder. Die Unterscheidung beider Schichten ist ebenso wie in Abb. 6 sehr genau möglich.

Diese feinfühlige Unterscheidung wird nur dadurch erreicht, daß etwaige der Probenform anhaftende Streuungen so gut wie nicht vorhanden sind und daher die Feinheit der Anzeige reiner Materialunterschiede in den Vordergrund tritt. Der mögliche Einwand, daß die relativen

gekerbte Probe vereinigt also in sich den Vorzug streuungsfreier Werte, der Ersparung an Probenzahl, großer Empfindsamkeit für stoffliche Eigenschaften und wenigstens bei einer Probe nach Art der Form *g* meist doppelt so großer Werte gegenüber der normalen Form. Außerdem ist es mit ihr auch möglich, die Randschichten des Werkstückes zu prüfen und so den stofflichen Eigenschaften näherzukommen.

II. Zur Prüfungsmethodik.

Man wendet sich häufig gegen die auf den gefährlichen Querschnitt bezogene spezifische Schlagarbeit mit der Begründung, daß nicht der gefährliche Querschnitt, sondern das verformte Volumen maßgebend für den Grad der Zähigkeit ist. Anstoß zu dieser An-

Digitized by Google

sicht gab besonders die Feststellung, daß die auf das Volumen bezogene Schlagarbeit (Arbeitskonstante, mittlere Raumschlagarbeit) von der Probenform nicht abhängig sein und keinen kritischen Abfall durchlaufen soll[1, 2]. Die Arbeitskonstante als Kennziffer zu verwenden, würde zu keinem Erfolg führen; denn was nützte deren Kenntnis allein, wenn die gesamte Arbeit, die zum Bruch der Probe erforderlich ist, von einem im Vergleich zum statischen Verformungsvermögen scheinbar ganz willkürlichen, sehr großen oder sehr geringen Volumen abhängt. Man darf nicht vergessen, daß die Größe des bei schlagartiger Beanspruchung verformten Volumens mit dem statischen Verformungsvermögen in gar keinem unmittelbaren zahlenmäßigen Zusammenhange zu stehen braucht. Dies versinnbildlicht sehr gut die Abb. 11 mit der Beziehung zwischen Kerbzähigkeit und Biegewinkel, den man an der geschlagenen Probe ausmißt. Die Werkstoffe sind diejenigen der Abb. 5 und 6, in denen Streuungen bei den normalen Probenformen auftraten. Die

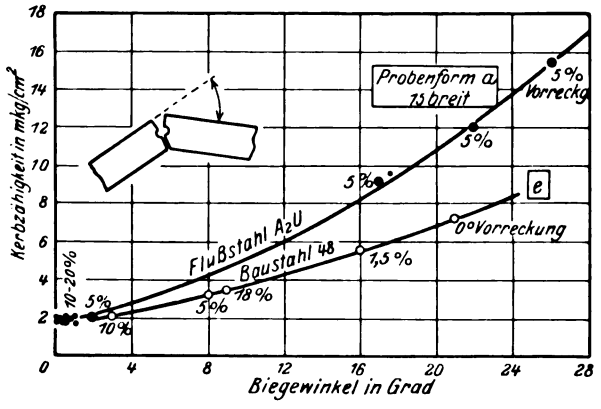


Abb. 11. Beziehung zwischen Biegewinkel und Kerbzähigkeit bei Proben verschiedener Vorreckung. (2 Probeformen.)

Kerbzähigkeit wächst kontinuierlich mit dem Biegewinkel, weil der Biegewinkel ein Maß für das verformte Volumen ist[3]. Aus den dargestellten sehr regelmäßigen Kurven fallen auch die Streuwerte nicht heraus. Aber dieselben kennzeichnen sich dadurch, daß sie nicht in der Reihenfolge des ihnen entsprechenden statischen Dehnungsvermögens in den Kurven eingeordnet sind, was aus den beigeschriebenen Vorreckungen der einzelnen Proben hervorgeht. Für Stahl 48 fällt der Wert für 18% Reckung aus der Reihenfolge der übrigen Punkte heraus, was in Abb. 5 als Störung der Gesetzmäßigkeit bemerkbar wurde. Ebenso liegen für das Kesselblech A 2 U die kritischen Werte bei 5% Vorreckung weit auf der Kurve verstreut, ergaben also bei gleichem statischen Verformungsvermögen sehr verschiedene Kerbzähigkeitswerte.

Es soll mit dieser Darstellung gezeigt werden, daß solche Streuwerte der Kerbzähigkeit bei ein und derselben Probenform auf scheinbar willkürliche der Schlagbeanspruchung zuzuschreibenden Veränderungen des Arbeitsraumes zurückzuführen sind und nicht etwa auf so erhebliche Unterschiede rein stofflicher Natur. Eine Division durch das Volumen darf mithin dann nicht vorgenommen werden, wenn man damit die Einwirkung des Volumens auf die Größe der Schlagarbeit nicht ausschalten will. Eine Division durch den gefährlichen Querschnitt der entsprechenden Probenform hebt hingegen die Einwirkung der Größe des Volumens auf die Schlagarbeit nicht auf, man versucht hierdurch nur verschiedene Probengrößen auf einen einheitlichen Nenner zu bringen. Wenn dies auch nicht gelingt, weil das Kicksche Ähnlichkeitsgesetz bei der Schlagprüfung nicht anwendbar ist[1], so ist doch, besonders weil man damit schon Erfahrungen gesammelt hat, der übliche Begriff Kerbzähigkeit deutlicher, als etwa die gesamte Schlagarbeit bei Verwendung verschiedener Probengrößen und Formen. Es wurde daher die „Kerbzähigkeit" als der geeignetste Begriff für die hier durchgeführten Versuchsreihen und deren Erläuterungen beibehalten.

Aus den Erörterungen des 1. Abschnittes kann man folgern: Je mehr man in den Bedingungen, sei es der Probe, der Maschine, des Versuchs an sich wechselt, desto mehr verliert der Begriff Kerbzähigkeit an eindeutiger zahlenmäßiger Bedeutung, die nur bei Vereinheitlichung der gesamten Versuchsbedingungen erhalten bleibt. Die Vielseitigkeit der Versuchsbedingungen ermöglicht allerdings neben dem Nachteil großer Umständlichkeit in der Prüfung eine bessere aber nie vollständige Einfühlung in die Vorbedingungen, die zum Bruch eines Werkstückes führen. Der Begriff einer möglichst eindeutigen Güteziffer steht jedoch immer im Vordergrund des Bedürfnisses, beim Abnehmer sowohl als auch beim Konstrukteur und Erzeuger. Lediglich das unumgängliche kritische Ansteigen oder Fallen der Kerbzähigkeit macht eine Bestimmung der Grenzbedingungen wünschenswert.

Ist nun trotz Beibehaltung einer einheitlichen Probenform und Maschine eine möglichst vollkommene Grenzbestimmung, die auch der praktischen Wirklichkeit nahekommt, überhaupt möglich? Bei Bewertung der Kerbzähigkeit als Einzeleigenschaft nicht, das erwiesen die gesamten vorangehenden Betrachtungen und Versuche. Hat man aber eine Bewertung in Verbindung mit einer statischen Kennziffer[2] im Auge, dann scheint nach den nun folgenden Erläuterungen eine Vereinigung beider Forderungen wohl möglich. Moser[3] fand für verschiedene geglühte Stähle den Quotienten Arbeitskonstante der Raumeinheit/Einschnürung des statischen Zugstabes = konstant. Außerdem fand er den Größtarbeitsraum (bei ein und derselben Probenform) für diese Stähle gleichbleibend. Da nun Arbeitskonstante × Arbeitsraum = Schlagarbeit ist, so müßte auch der Quotient Schlagarbeit/Einschnürung für diese geglühten Stoffe konstant bleiben, sofern der gleiche Größtraum auch wirklich vorhanden ist. Nun nimmt aber nach neueren Untersuchungen der Größtraum mit dem statischen Verformungsvermögen zu[4]. Es ergab sich infolgedessen bei geglühten Stoffen für den Quotienten Kerbzähig-

[1] F. Schüle und E. Brunner: Mitt. Int. Verb. Materialprüf. Bd. I, 111 2. 1909.

[2] Siehe Anm. 4, S. 45.

[3] P. Goerens und G. Hartel: Z. anorg. allg. Chem. Bd. 81, S. 130—144. 1913.

[1] Siehe Anm. 10, S. 45.

[2] P. Ludwik: Z. Metallkunde 1924, S. 212.

[3] M. Moser: Kruppsche Monatsh. 5, S. 48—58. 1924.

[4] F. Sauerwald und H. Wieland: Z. Metallkunde 1925, S. 392—399.

Digitized by Google

keit/Einschnürung (den man bei gleicher Probenform für Schlagarbeit/Einschnürung setzen kann) keine konstante, sondern eine mit der Zunahme der Einschnürung wachsende Zahl. Die aus dieser Beziehung in einem Schaubild Kerbzähigkeit ⊥ statischer Einschnürung hervorgehende Kurve möge als „Normalkurve" bezeichnet werden (Abb. 12). Sie erwies sich bisher für alle geglühten Werkstoffe mit genügender Annäherung als gültig[1]. Die „Arbeitskonstante" wurde nach neueren Forschungen als nicht konstant gefunden[2, 3]. Im folgenden soll sie als „mittlere Raumschlagarbeit" bezeichnet werden[4].

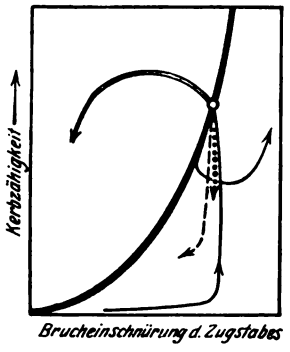


Abb. 12. Schematischer Verlauf der Beziehungen zwischen Kerbzähigkeit und der Brucheinschnürung des Zugstabes.

- Normalkurve (geglühter Zustand).
- o Kerbzähigkeit der geglühten Probe.
- Verlauf beim Vergüten auf Kerbzähigkeit.
- .... Verlauf beim Überhitzen.
- – – Verlauf beim Recken.
- ——— Verlauf bei Änderung der Versuchstemperatur.

Für die Gültigkeit der Normalkurve ist ein „Normalarbeitsraum" der gewählten Kerbschlagprobe bei der zugehörigen Maschine zugrunde gelegt, der dem ausgeglühten Zustand entspricht. Reckeinflüsse, Vergütungseinflüsse und Kornvergrößerung seien durch sachgemäßes Glühen ausgeschaltet worden. Das Glühen hat einerseits genügend lange bis zur vollständigen, durchdringenden Wirkung zu erfolgen, die sich bei Kohlenstoffstählen nicht nur auf die Erweichung, sondern auch auf die vollständige Lösung des Karbids im

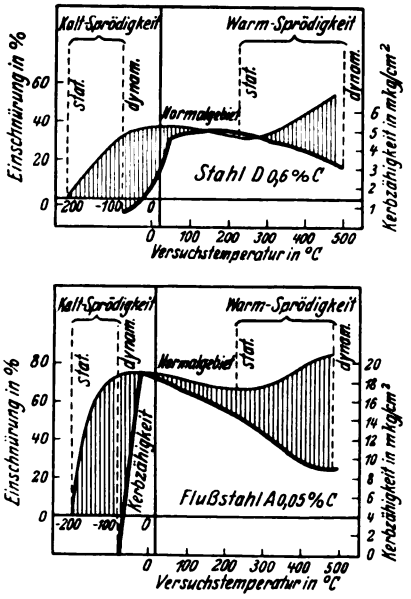


Abb. 13 und 14. Verlauf von Kerbzähigkeit und Brucheinschnürung in der Wärme und Kälte. (Nach Körber und Pomp für die Kerbzähigkeit und Goerens und Mailänder für die Einschnürung.)

Ferrit bezieht[5]. Anderseits würde zu langes Glühen oder langsame Abkühlung im Ofen oft eine schädliche Kornvergrößerung erzeugen können. Die Abkühlung muß da, wo keine Selbsthärtung zu befürchten ist, an der Luft geschehen[1]. Große Werkstücke neigen infolge ihrer ohnehin langsamen Abkühlung zur Kornvergrößerung. An der Luft härtende Legierungen sind wiederum im Ofen abzukühlen, da bei ihnen erfahrungsgemäß eine Kornvergrößerung weniger möglich ist. Bedingung für das Vorhandensein des Normalarbeitsraumes ist bei Stahl der Gipfelwert der Kerbzähigkeit in einem Temperaturbereich zwischen Kaltsprödigkeit und Warmsprödigkeit. Der Normalarbeitsraum hat also mit einigen Vorbehalten die Bedeutung eines Größtarbeitsraumes (nach Moser). Dies sei in den Abb. 13 und 14 für zwei

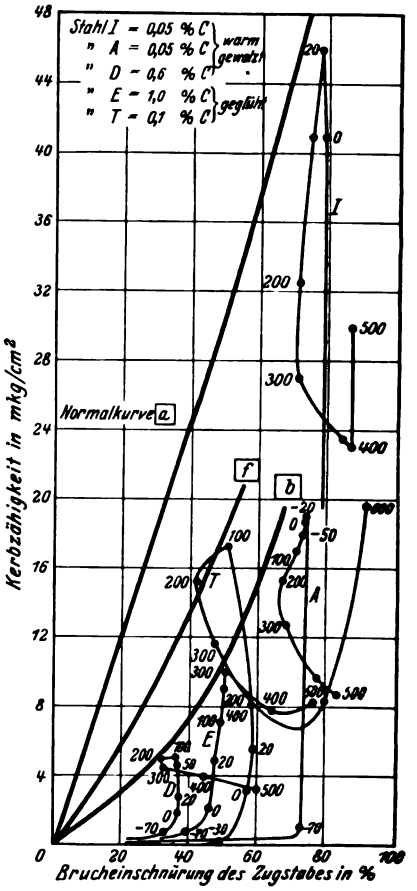


Abb. 15. Beziehungen zwischen Kerbzähigkeit und Brucheinschnürung verschiedener geglühter Stähle in der Wärme und Kälte unter Verwendung verschiedener Probenformen. (Nach Versuchen von Körber, Thum, Goerens und Mailänder. Die Zahlen geben die Prüftemperaturen an.)

Kohlenstoffstähle von 0,6 bzw. 0,05% C veranschaulicht. Die Kalt- und Warmsprödigkeit ist, wie schon erwähnt wurde, bei der Schlagprüfung nach rechts, also nach höheren Temperaturen gegenüber der statischen Prüfung verschoben. Es entspricht in diesem gestrichelt gezeichneten Bereiche immer der statischen Einschnürung eine verhältnismäßig geringe Kerbzähigkeit. In dem dazwischenliegenden „Normalgebiet" liegen die Kerbzähigkeitswerte mit genügender Annäherung auf der Normalkurve, die aus den Gipfelwerten verschiedener geglühter Werkstoffe bei ein und derselben Probenform und bei gleichzeitiger Kenntnis der statischen Brucheinschnürung ermittelt werden kann. Bei den meisten Nichteisenmetallen fallen die Schwierigkeiten, die infolge der Warm- und Kaltsprödigkeit entstehen, fort.

[1] Siehe Anm. 1, S. 45. [2] Siehe Anm. 2, S. 45.
[3] Siehe Anm. 4, S. 51. [4] Siehe Anm. 2, S. 45.
[5] E. Heyn und O. Bauer: Mitt. Materialpr.-Amt 1906, S. 29.

[1] Siehe Anm. 2, S. 48.

Digitized by Google

Für diese ist ohnehin eine Beurteilung nach der Kerbzähigkeit einfacher.

In Abb. 15 finden wir nun die Normalkurven für drei verschiedene Probenformen (*a* und *b*, 75 m/kg; *f*, 10 m/kg). Außerdem ist der Verlauf der Kerbzähigkeit für eine Reihe von Stählen[1] bei zunehmenden Kälte- und Wärmegraden eingezeichnet. Darunter befinden sich die Stähle *A* und *D* der Abb. 13 und 14. Wir können hier den Temperaturbereich (Normalbereich) entnehmen, in welchem die Kerbzähigkeitswerte annähernd in der Normalkurve liegen. Dies ist bei Stahl *A* (vgl. Abb. 14) zwischen —20 und 200°, bei Stahl *I* (die Proben waren nicht ganz durchgebrochen, erreichen also die Normalkurve nicht) zwischen 20 und 200°, bei Stahl *T* zwischen 100 und 200°, bei Stahl *D* (vgl. Abb. 13) zwischen 100 und 300° und bei Stahl *E* erst bei 300° der Fall. Während also Stahl *A* und auch noch *I* bei Zimmertemperatur brauchbar sind, liegen bei den übrigen die Werte für 20°

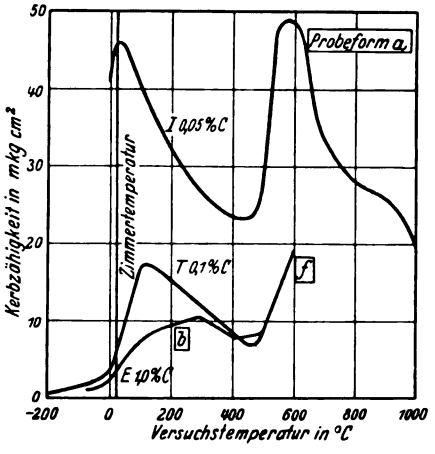


Abb. 16. Veränderlichkeit der Kerbzähigkeit einiger Stähle mit der Versuchstemperatur bei verschiedenen Probenformen (nach Goerens-Hartel, Thum und Körber-Pomp).

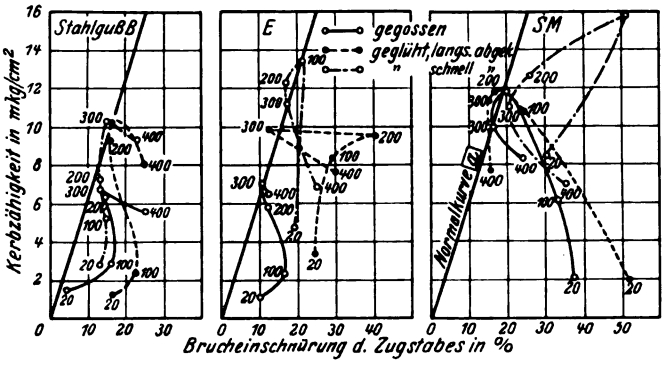


Abb. 17. Beziehungen zwischen Kerbzähigkeit und Brucheinschnürung von Stahlgußsorten in 3 Zuständen bei verschiedenen Temperaturen. (Nach Versuchen von F. Körber und A. Pomp).

Stahlguß B: 0,25 C; 0,29 Si; 0,44 Mn; 0,105 P; 0,070 S;
„ E: 0,34 C; 0,39 Si; 0,84 Mn; 0,031 P; 0,009 S; 0,24 Ni.
„ SM: 0,25 C; 0,13 Si; 0,71 Mn; 0,021 P; 0,030 S;

erheblich unter der Normalkurve, was auf ihre praktische Unbrauchbarkeit schließen läßt (ganz abgesehen davon, daß Stahl *D* an und für sich sehr niedrige Werte aufweist). Die Lage der Abfallgebiete zur Versuchstemperatur dieser fünf Werkstoffe sind vergleichsweise aus den Abb. 13, 14 und 16 zu erkennen. Hier zeigt sich übereinstimmend mit der Abb. 15, daß die Stähle *D*, *E* und *T* bei Zimmertemperatur schon im Tiefgebiet der Kerbzähigkeit liegen.

In Abb. 17 finden wir die Kerbzähigkeit bei verschiedenen Wärmegraden für drei Sorten Stahlguß im gegossenen sowie nachfolgend geglühten Zustande mit schneller und langsamer Abkühlung, die von F. Körber und A. Pomp untersucht wurden[1]. Es ist ganz auffallend, daß für so anders geartete Werkstoffe alle neun Kurven — ebenso wie in Abb. 15 — in ihren Umkehrpunkten von der Normalkurve der Probenform *a* tangiert werden, während sie in ihrem übrigen Verlauf scheinbar regellos zerstreut liegen. Es findet sich hier nur eine einzelne Abweichung von der bisherigen Regel, nämlich daß bei Werkstoff SM im schnell abgekühlten Zustande der Gipfelwert der Kerbzähigkeit nicht in der Nähe der Normalkurve liegt, was bei den übrigen acht Kurven regelrecht der Fall ist. Ich lege diesem Einzelfall aber deswegen noch keine Bedeutung bei, weil die Proben gegossenen Platten entstammten und zueinander gehörige Zug- und Kerbschlagproben nicht nebeneinanderliegend entnommen wurden. Es kann hier von vornherein eine stoffliche Verschiedenheit zwischen Zug- und Kerbschlagprobe vorliegen. Es steht hier auch nicht fest, welches die geeignetste Glühart für diese gegossenen Werkstoffe ist.

Wir besitzen also mit der Normalkurve für jeden Werkstoff, dessen Einschnürung im geglühten Zustande bekannt ist, einen Sollwert für die Hochlage seiner Kerbzähigkeit und sind in der Lage, mit nur einer Prüfung auf Kerbzähigkeit bei Zimmertemperatur zu erkennen, ob und in welchem Ausmaße sich der Stoff schon in einem Abfallgebiet befindet.

Die Temperaturkurven liegen in Abb. 15 und 17, soweit sie die Normalkurve nicht tangieren, alle rechts der Normalkurve, d. h. die zugehörigen Kerbzähigkeitswerte sind in den Gebieten der Kalt- und Warmsprödigkeit im Vergleich zur statischen Einschnürung gering

[1] Über die entnommenen Zahlenwerte für Stahl *T* vgl. A. Thum[2]. Die dort veröffentlichten Kerbzähigkeitswerte sind, wie mir vom Verfasser freundlicherweise mitgeteilt wurde, mit der Probenform *f* ermittelt und durch Multiplikation mit dem Umrechnungsfaktor 1,46 auf den deutschen Normalstab *a* umgerechnet worden. Es wurde daher wieder eine Division durch die Zahl 1,46 vorgenommen, um die der Probenform *f* entsprechenden wahren Werte zu erhalten. Für die Stähle *A*, *D*, *E* (Körber und Pomp[3]) waren Einschnürwerte nur für die Temperatur von 20° vorhanden. Der Verlauf der Einschnürung bei den übrigen Wärme- und Kältegraden wurde nach Goerens und Mailänder[4] für Stähle gleichen Kohlenstoffgehalts bei fast gleicher Einschnürung vervollständigt. Ebenso wurden für Stahl *I* den Kerbzähigkeitswerten nach Goerens und Hartel[5] die Einschnürwerte nach Goerens und Mailänder[4] unter Berücksichtigung gleichen Kohlenstoffgehaltes zugeordnet. Dies Verfahren dürfte für das hier verfolgte prinzipielle Ziel genau genug sein, da ja alle Kurven den gleichartigen schleifenförmigen Verlauf zeigen.

[2] A. Thum: Z. V. d. I. 1927, S. 756.

[3] F. Körber und A. Pomp: Mitt. Eisenforsch. Bd. VII, S. 43—57. 1925.

[4] P. Goerens und R. Mailänder: Forschungsarb. V. d. I. 1927.

[5] Siehe Anm. 3, S. 51.

[1] Mitt. Eisenforsch. Bd. VI, S. 21—31. 1925.

Digitized by Google

(vgl. Abb. 13 und 14). In diesen Gebieten nehmen nach Moser[1] sowohl der Arbeitsraum als auch die mittlere Raumschlagarbeit ab, obgleich eine Änderung der mit den bekannten metallographischen Hilfsmitteln sichtbaren inneren Struktur nicht vor sich geht[2]. Bei Kornvergrößerung durch Überhitzen nimmt die Raumschlagarbeit ab, während der Arbeitsraum weniger eine Veränderung erfährt[1]. Durch Vorrecken wird der Arbeitsraum gegenüber dem Normalraum verringert. Überhitzte und vorgereckte Stoffe liegen also mit ihrer Kerbzähigkeit ebenfalls rechts der Normalkurve, wie das in Abb. 12 angedeutet ist. Durch Vergüten wird die Raumschlagarbeit erhöht[3]. wodurch die Kerbzähigkeitswerte gegenüber der statischen Einschnürung steigen und links der Normalkurve zu liegen kommen (Abb. 12).

Nun darf man sich nicht einfach vorstellen, daß bei Erhöhung der Raumschlagarbeit nur die Formänderungswiderstände steigen. Dies müßte im Gegenteil die Kerbzähigkeit verringern, weil dann ja die Trennfestigkeit um so schneller erreicht würde. Es muß durch Vergüten besonders die Differenz zwischen Trennfestigkeit und Formänderungswiderstand vergrößert werden, wodurch dann zugleich auch der Arbeitsraum ansteigt[4]. Ebenso ist umgekehrt eine Abnahme der Kerbzähigkeit immer darauf zurückzuführen, daß das Verhältnis von Trennfestigkeit zum Formänderungswiderstand geringer geworden ist. Dies geschieht bei der Kalt- und Warmsprödigkeit dadurch, daß infolge Gleiterschwerung nur die Formänderungswiderstände steigen, nicht aber die Trennfestigkeit. Beim Überhitzen ist infolge Kornvergrößerung die Abnahme der Trennfestigkeit größer als diejenige der Formänderungswiderstände. Durch schwaches Recken steigen die Formänderungswiderstände stärker an als die Trennfestigkeit. Auf die Gesamtgröße hat also der absolute Wert des Formänderungswiderstandes, also auch die übliche Zugfestigkeit fast keinen Einfluß, während dem Arbeitsraum die Hauptbedeutung zukommt. Infolgedessen ist es auch möglich, daß bei sehr starken Reckungen trotz sehr günstiger Trennfestigkeit gegenüber dem gleichfalls sehr hohen Formänderungswiderstand die Kerbzähigkeit gering wird, weil der Arbeitsraum durch Vorwegnahme bei starken Reckungen sehr geschmälert worden ist.

In der Einflußlosigkeit des Formänderungswiderstandes auf die Größe der Kerbzähigkeit liegt die Gültigkeit der Normalkurve begründet. Man könnte die theoretische Vorstellung haben, daß es zwei Stoffe von gleichem statischem und dynamischem Formänderungsvermögen bei verschiedenen Formänderungswiderständen gäbe und alsdann nicht beide zugleich in die Normalkurve passen würden. Diese Annahme ginge dann von der Voraussetzung aus, daß die Größe der Kerbzähigkeit sich aus der Fläche des Arbeitsdiagrammes ergibt, welche ihrerseits nicht nur vom Grad der Formänderung, sondern auch des Formänderungswiderstandes abhängt. Das trifft auch für die Stelle maximaler Beanspruchung der gezogenen Zone zu. Die verbrauchte Gesamtarbeit der Kerbschlagprobe setzt sich aber zum größeren Teile aus der Verformungsarbeit des dem Kerb benachbarten Volumens zusammen, und dies Volumen ist bei weniger festen Stoffen erfahrungsgemäß größer als bei härteren, auch dann, wenn das dynamische Verformungsvermögen beider Stoffe, am Zugstab gemessen, gleich ist und somit die Schlagarbeiten des Zugstabes beider Stoffe sich ihrer Größenordnung nach umgekehrt wie ihre Kerbschlagarbeiten verhalten müssen. Für diese immerhin eigenartigen Vorgänge spielt wiederum das Verhältnis Trennfestigkeit zum Formänderungswiderstand eine Rolle, mit dessen Größe die Verformungsmöglichkeit des dem Kerb benachbarten Volumens vor Eintritt des Bruches zunimmt. Diese Verhältnisse erfordern noch eine eingehende Aufklärung.

Da der Begriff der Kerbzähigkeit nach den vorangehenden Erörterungen in der Hauptsache einen Verformungsvorgang wiedergibt, so stellt die Normalkurve weiter nichts dar als eine Beziehung der Ergebnisse zweier Versuchsarten hinsichtlich der Verformung. Und da für den Kerbschlagversuch nur die Hochlage der Kerbzähigkeit zur Festlegung der Normalkurve in Betracht kommt, so sind in derselben nur Verformungswerte geringster dynamischer Beeinflussung enthalten.

Die Normalkurve verbildlicht mithin einen Ausgangszustand, nach welchem stärkere dynamische Einflüsse abwägbar sind.

Da solche Einflüsse meist sehr starke Kerbzähigkeitsänderungen hervorrufen, so hat es praktisch wahrscheinlich keine Bedeutung, ob eine Normalkurve nur annäherungsweise festgelegt werden kann. In den meisten Fällen dürfte es genügen, wenn die Hochlage der Kerbzähigkeit bei der entsprechenden Prüftemperatur, bei der sie auftritt, die zugehörige Einschnürung am Zugstabe aber bei Zimmertemperatur ermittelt wird. Die Hochlage wird bei Nichteisenmetallen meist unter Kälte-, bei Stählen häufig unter höheren Wärmegraden vorhanden sein.

Zur Anschaulichkeit sei die Abb. 18 beigefügt. Sie enthält Ergebnisse verschiedener von Körber und

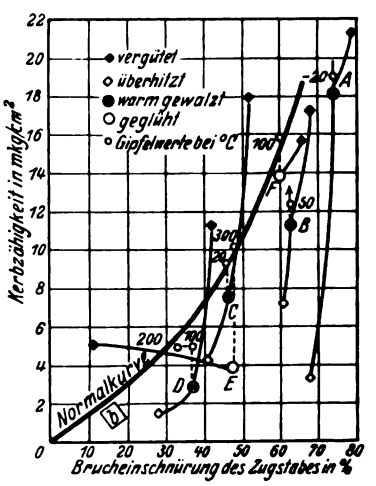


Abb. 18. Beziehung zwischen Kerbzähigkeit und Brucheinschnürung einiger Stähle bei verschiedener Wärmebehandlung. (Nach Versuchen von Körber und Pomp.)

Pomp untersuchter Stähle[1]. Hier kehren auch die Stähle *A*, *D* und *E* der Abb. 13 bis 16 wieder. Wie stark die Einwirkung des Überhitzens bzw. Vergütens bei den verschiedenen Stählen ist und wie diese Einwirkung in

[1] Siehe Anm. 3, S. 46.
[2] Siehe Anm. 7, S. 45.
[3] Siehe Anm. 3, S. 51.
[4] Siehe Anm. 1, S. 45.

[1] Siehe Anm. 3, S. 53.

Digitized by Google

verschiedenem Maße die statische Dehnbarkeit und die Kerbzähigkeit beeinflußt, geht hier sehr deutlich hervor. Außerdem erkennt man die Stähle, die bei Zimmertemperatur schon im Abfallgebiet liegen; ihre Werte liegen rechts der Normalkurve (*E* und wahrscheinlich *D*), während *A*, *B*, *C* nicht vollständig geglüht sind. Abb. 19 zeigt als Beispiel den Einfluß des Reckens und Ziehens auf die relative Lage der Kerbzähigkeit zur Normalkurve für verschiedene Stoffe. Abb. 20 gibt nun noch eine Reihe vergüteter Chromnickelstähle bei höheren Versuchstemperaturen[1] in ihrer Einordnung zur Normalkurve wieder. Die Tieflage der Kerbzähigkeit im Gebiete der Warmsprödigkeit bei etwa 500° C ist allen 5 Stählen eigen[2, 3, 4]. Der Stahl 2 macht nach Angabe des Verfassers bei 600° eine Selbsthärtung durch, was in

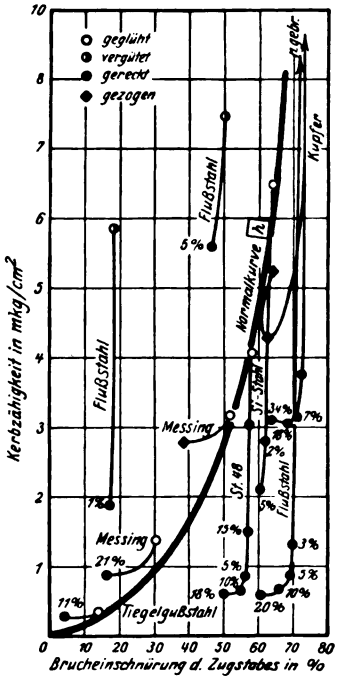


Abb. 19. Beziehung zwischen Kerbzähigkeit und Brucheinschnürung verschiedener Werkstoffe beim Recken und Ziehen.

der Abbildung dadurch zum Ausdruck kommen mag, daß der Linienzug von 600 nach 700° in das Gebiet links der Normalkurve hineinverläuft, während er sich in der Warmsprödigkeit bei 500° noch rechts der Kurve befand. Stahl 3 hingegen erweicht bei 600° und verläuft immer weiter nach rechts. Der austenitische Stahl 5 bewegt sich bei allen untersuchten Temperaturen zwischen 20 und 700° hauptsächlich links der Normalkurve. Dieser Stahl erleidet innerhalb dieser Temperaturen keinerlei metallographisch sichtbare Gefügeänderungen. Um so mehr fällt sein so verschiedenes Verhalten bei statischer und dynamischer Beanspruchung auf. Während nämlich infolge Vergütung und Legierung die dynamische Kaltsprödigkeit nach niedrigeren Temperaturen zu verschoben erscheint, tritt die statische Kalt- und Warmsprödigkeit diesmal viel weiter rechts als bei den meisten Stoffen auf; denn bei Zimmertemperatur ist noch eine

[1] H. Edert: Stahleisen 1922, S. 962—968.
[2] Siehe Anm. 2, S. 44. [3] Siehe Anm. 7, S. 45.
[4] L. Guillet und L. Révillon: Mitt. Int. Verb. Materialprüf. 1909, I, III 4.

reichliche Verminderung der Einschnürung infolge Kaltsprödigkeit vorhanden, während die Warmsprödigkeit erst bei 600 bis 700° beginnt (Abb. 21).

Daß diese Erscheinungen ohne notwendige stoffliche Veränderungen nur auf den sich überdeckenden Einfluß von Temperatur und Geschwindigkeit auf den Gleitwiderstand zurückgeführt werden können, wurde schon erwähnt. Ob hier irgendwelche kleinsten Strukturänderungen, die das kristallographische Gesamtgefüge

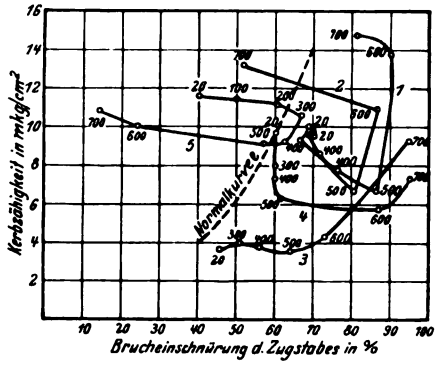


Abb. 20. Beziehungen zwischen Kerbzähigkeit und Brucheinschnürung in der Wärme bei einigen vergüteten Sonderstählen. (Nach Versuchen von H. Edert.)

Stahl 1 =	1,53% Cr, 1,90% Ni, 0,31% C, 0 % Vanadin	}	in Öl abgeschr. u. angelass.
„ 2 =	1,69% Cr, 4,03% Ni, 0,21% C, 0 % „		
„ 3 =	2,38% Cr, 0,03% Ni, 0,37% C, 0,58% „		
„ 4 =	15,8 % Cr, 1,49% Ni, 0,12% C, 0 % „		900° Öl 650° Öl
„ 5 =	20,6 % Cr, 5,76% Ni, 0,28% C, 0 % „		1200° Öl

nicht ändern, die Ursache sind, ist bisher noch nicht aufgeklärt. Jedenfalls wirken Vergütungen häufig dahin, daß bei Zimmertemperatur der Stoff dynamisch zäher und statisch spröder wird. Alles in allem kann man wohl behaupten, daß bei der Kerbzähigkeitsprüfung alle Vorgänge zwar sehr schwierig zu erkennen, deren ursächliche Zusammenhänge aber doch nachzuweisen sind.

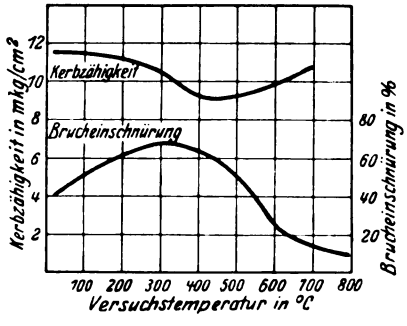


Abb. 21. Verlauf der Kerbzähigkeit und der Brucheinschnürung mit zunehmender Temperatur für Stahl 5. (Nichtrostender Stahl V2A vgl. Abb.20 nach Edert.)

Es geht aus diesen Darstellungen der möglichst einfache Prüfungsverlauf bei einheitlicher Probenform und Maschine hervor. Die Normalkurve, die alle Stoffe umfaßt, ist alsdann bekannt. Die Kenntnis der Kerbzähigkeit und Brucheinschnürung im geglühten Zustand ergibt sofort darüber Auskunft, ob das durch die Versuchstemperatur beeinflußte Abfallgebiet oberhalb oder unterhalb der Zimmertemperatur liegt. Ist letzteres der Fall, der Werkstoff hinsichtlich seiner Beanspruchung bei Zimmertemperatur also brauchbar, so ergibt die statische und die Schlagprüfung im angelieferten Zustand Auskunft über Hoch- oder Tieflage und bis zu einem gewissen Grade auch über die Art der hierfür

Digitized by Google

verantwortlichen Vorbehandlung (vergütet, gereckt, überhitzt). Will man Bereiche der Brauchbarkeit festlegen, sowohl hinsichtlich der Versuchstemperatur als auch der Vorbehandlung, so genügen einige wenige Begrenzungspunkte, um das Bild zu vervollkommnen.

Die Prüfung geschieht also nur auf stoffliche und Temperaturveränderungen hin und dies in sehr einfacher Weise. Die Abstufung nach Probenform und Geschwindigkeit schaltet völlig aus. Hier bildet, wie noch erläutert werden soll, die Schärfe der Probe den Sicherheitsgrad. Es gewinnt, wie schon erwähnt, bei einheitlicher Probenform und Maschine die Kerbzähigkeit eine hohe zahlenmäßige Bedeutung, und mit den gewonnenen Erfahrungen wird man bald ermessen können, welches absolute Maß der Kerbzähigkeit erforderlich ist, damit das fertige Werkstück den gebräuchlichen Beanspruchungen im Betriebe standhält. Einer Festsetzung von Mindestwerten für jeden Gebrauchszweck steht alsdann nichts im Wege. Gestalt und dynamische Beanspruchungen des Fertigstückes lassen sich sowieso schwerlich durch irgendwelche Probenformen nachahmen, so daß man lieber auf die Veränderlichkeit dieser Faktoren bei der Prüfung verzichtet, um dafür an zahlenmäßiger Deutlichkeit des Kerbzähigkeitsbegriffes zu gewinnen und um dessen Veränderlichkeit durch die übrigen Faktoren um so mehr zu beherrschen. Die stofflichen Faktoren und die Versuchstemperatur lassen sich hingegen genügend genau beschreiben, und man hat es in der Hand, bei der Prüfung genau dieselben zu wählen, wie sie im Betriebe vorkommen. Die Prüfung an Hand der Normalkurve hat nur für solche Stoffe einen besonderen Wert, die unter verschiedenen Umständen entweder sehr hohe oder sehr niedrige Werte, also ein Abfallgebiet aufweisen können. In jeder Beziehung spröde Stoffe erkennt man sofort an ihrem sehr niedrigen Kerbzähigkeitswert auch im geglühten Zustande.

Aber welche Probenform wählt man nun? Zunächst eine so scharf gekerbte, daß Werkstoffe, die sich im Betriebe unter normalen Beanspruchungen als brüchig erwiesen haben, im geglühten Zustande mit ihren Kerbzähigkeitswerten rechts der Normalkurve zu liegen kommen! Würde etwa trotz genügend hoher Kerbzähigkeit und Lage ihres Wertes für die geglühte Probe in der Normalkurve der betreffende Werkstoff dennoch Brüche im Betriebe aufweisen, dann wäre die Probenform zu tolerant. Das Ziel dieser Prüfung ist ja, die Gefahr des Abfalles der Kerbzähigkeit innerhalb der zu gebrauchenden Zustände zu beseitigen und hierfür bietet eine der Praxis angepaßte scharfe Kerbung bei der Prüfung den besten Sicherheitsgrad, indem trotz derselben ein in der Normalkurve festgelegter Sollwert als Sicherheitsgrad für den betreffenden Werkstoff erreicht werden muß. Stoffe, die diesen Sollwert erreichen, haben alsdann ihren Abfall unter allen gebräuchlichen Umständen erst bei tieferen Kältegraden. Es soll ja der Werkstoff im gesamten Bereich zwischen statischer und dynamischer Beanspruchung standhalten. Die Normalkurve, die statische und dynamische Beurteilung zugleich ermöglicht, umschließt diesen Bereich, wenn man die Kerbschlagprobe scharf genug hält. Bei der Form *h* scheint diese Anforderung gelungen zu sein, ohne daß diese Form für die Zukunft angepriesen werden soll. Der Praxis entnommene brüchige Werkstoffe sonderten sich auch im geglühten Zustande deutlich von der Normalkurve ab[1], während sie bei der kleinen Normalprobe e noch auf der Kurve lagen.

Die häufige Abneigung gegen eine scharfe Probe ist nicht berechtigt. Sie ist in gleicher Weise empfindsam und beeinträchtigt, wie die vorliegenden Versuche erwiesen, die Möglichkeit nicht, zwischen zähe und spröde zu unterscheiden (Th. Stanton und R. Batson[2]). Die mit ihr gefundenen geringeren Kerbzähigkeitswerte sind natürlich maßstäblich anders zu bewerten als diejenigen einer weniger scharfen Probe. Nach Abb. 22 würde ein

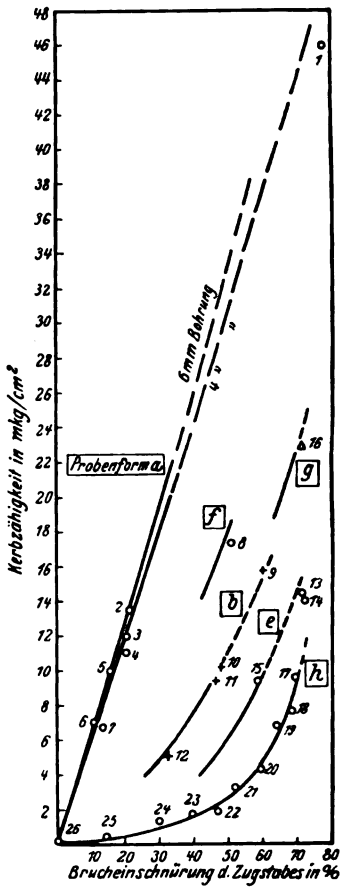


Abb. 22. Angenäherte Wiedergabe der Normalkurven für einige Probenformen.

1 Flußstahl 0,05% C. 2–7 Stahlguß. 8 Flußstahl 0,1%. 9 Chrom-Nickel-Stahl. 10–12 Stahl (1%, 0,4%, 0,58% C). 13, 16 Izett-Flußstahl. 14 A.-M.-Flußstahl. 15, 20 Baustahl 48. 17–18 Siliziumstahl. 19 Flußstahl 0,18% C. 21, 23, 24 Messing. 22 Duralumin. 25 Tiegelgußstahl. 26 Gußeisen.

—— Probe vollständig gebrochen. ---- Zweifelhafter oder nicht vollständiger Durchbruch der Probe.

und derselbe Stoff im geglühten Zustande die Kerbzähigkeitswerte 30, 6 oder 3 aufweisen, je nachdem ob man die Probenform *a*, *e* oder *h* mit den zugehörigen Schlagwerken von 75, 10 oder 4 mkg wählt. Die Genauigkeit der scharfen Proben ist deshalb keineswegs geschmälert, wie die außerordentlich gleichmäßigen Werte der Form *h* zeigten.

Weiterhin sollte man entsprechend den vorangehenden Untersuchungen auch die Druckseite einkerben, um Störungen möglichst zu vermeiden, was für die vergleichende Behandlung mit der Brucheinschnürung sehr

[1] W. Kuntze: Siehe Anm. 1, S. 45.
[2] M. Moser: Siehe Anm. 1, S. 45.

Digitized by Google

wichtig ist. Für die Ermittelung der statischen Brucheinschnürung eignet sich am besten der Rundstab. Nimmt man den Flachstab zu Hilfe, so sind die kleinsten Querschnittsabmessungen in der Seitenmitte, also das eingeschriebene Rechteck zu Hilfe zu nehmen, weil sich dann die Ergebnisse dem Rundstab am besten anschließen[1]. Die Einkerbung auch der Druckseite ist nach den hier gewonnenen Erfahrungen für die Gleichmäßigkeit der Werte viel wichtiger als beispielsweise die Art der Bearbeitung des Kerbgrundes, die so oft in den Vordergrund gestellt wird.

Sodann empfiehlt es sich, eine möglichst kleine Probe anzuwenden[2]. Sie hat den Vorteil, daß man sie auch kleinen Werkstücken entnehmen kann. Außerdem lassen sich mit ihr verschiedene Zonen im Werkstück prüfen. Untersucht man mit sehr großen Proben möglichst das ganze Stück, wie es beispielsweise bei der Kesselblechprüfung unter Beibehaltung der Blechdicke vorkommt, so entspricht die Prüfmethode ja meist doch nicht den wirklichen Beanspruchungen, da der Anbruch in das Innere des Stückes verlegt wird, was der Wirklichkeit fast nie entspricht. Die Trennfestigkeit der Außenzone ist aber fraglos wichtiger für den Brucheintritt als diejenige der Innenzone und Proben, die infolge ihrer Gestaltung mit ihrer Zugzone in das Grenzgebiet der Seigerung hineinreichen, geben immer sehr streuende Werte. Es besteht immerhin die Möglichkeit, mit mehreren Probenformen, also auch mit mehreren Normalkurven zu arbeiten, um so mehr als man durch die Normalkurven einen angenäherten Umrechnungsfaktor wenigstens für den geglühten Zustand hat. Für Anlieferungszustände ist ein Umrechnungsfaktor nicht möglich. Es braucht wohl nicht weiter erörtert zu werden, daß bei der großen Zahl der jetzt in Gebrauch befindlichen Probenformen schon wegen des Auftretens kritischer Abfallgebiete Umrechnungsfaktoren kurzerhand nicht möglich sind, obgleich sie häufig im Schrifttum Erwähnung finden. Solche können nur eine bedingte Gültigkeit haben, nämlich nur in denjenigen Bereichen, wo ein Abfallgebiet nicht auftritt. Für die Wahl der Probenform ist auch wichtig, daß noch möglichst zähe Stoffe brechen. Dies spricht wieder für eine scharfe Form. In Abb. 22 ist bei einer Reihe von Normalkurven für die Probenformen *a*, *b*, *e*, *f*, *g* und *h* die ungefähre Grenze des vollständigen Durchbruches der Probe eingezeichnet. Die große normale Probe erlaubt nicht die genaue Feststellung der Kerbzähigkeit bei Stoffen von größerer statischer Einschnürung als höchstens 50%, während die kleine normale Form *e* bis etwa 65% und die Form *h* bis etwa 71% reicht. Die beiderseitig gekerbte Probe von der Form *g* ergibt verhältnismäßig höhere Kerbzähigkeitswerte bei vollständigem Durchbruch der Probe.

Bedeutungsvoll für die Praxis ist noch, daß die Probenbreite nach Abb. 2 wohl den Eintritt des Übergangsgebietes von der Hoch- zur Tieflage, nicht aber den größten Kerbzähigkeitswert selbst wesentlich beeinflußt. Damit hätten verschieden breite Proben dieselbe Normalkurve.

[1] W. Kuntze und G. Sachs: Stahleisen 1927, S. 219.
[2] Fr. P. Fischer: Kruppsche Monatsh. 1928, S. 53—60.

Die Normalkurven der Abb. 22 machen noch keinen Anspruch auf große Genauigkeit, dafür waren die vorhandenen Unterlagen zu gering. Besonders die große normale Form *a* ergibt bei der Prüfung fast immer Werte, die rechts der Kurve liegen. Das hat seine Ursache nach aller Wahrscheinlichkeit darin, daß man bei dieser großen Form sehr häufig die kerbsprödere Seigerungszone prüft. Auch die Abkühlungsverhältnisse beim Glühen mögen hier eine Rolle spielen. Fast alle von Ehrensberger im Jahre 1906 geprüften Stähle[1] lagen, wie Abb. 23 zeigt, rechts der Normalkurve. Die Ursache hierfür wird die sein, daß man damals Vergütungen hauptsächlich auf Dehnung und Festigkeit, aber noch

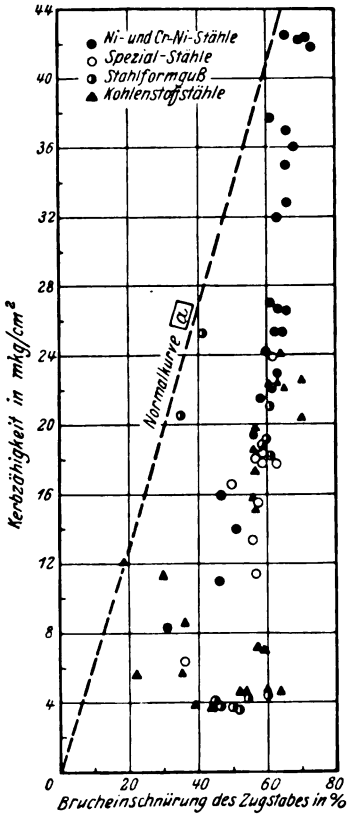


Abb. 23. Beziehungen der Versuchswerte nach Ehrensberger zur Normalkurve.

nicht auf Kerbzähigkeit vornahm; es ist indessen nicht schwer, die Stähle so zu vergüten, daß sie mit ihrer Kerbzähigkeit links der Normalkurve zu liegen kommen, sich also dynamisch zäher verhalten.

Zusammenfassung.

Erschwerend für die Kerbzähigkeitsprüfung wirken kritische Abfallgebiete von Höchstwerten zu Mindestwerten der Schlagarbeit. Dieser Umstand macht es erforderlich, die Prüfung nicht mehr auf Einzelwerte, sondern auf Versuchsreihen zu erstrecken, um die Zustände zu erkennen, unter denen ein Abfallgebiet eintritt. Der Eintritt ist auch durch Probenform und Wirkung der Maschine bedingt, so daß eine Abstufung in dieser Hinsicht erforderlich wäre. Dies beeinträchtigt die ein-

[1] S. Ehrensberger: Stahleisen Bd. 27, S. 1797—1808, 1833—1839. 1927; Z. V. d. I. Bd. 51, S. 1974—1982, 2065 bis 2070. 1907.

Digitized by Google

deutige und zahlenmäßige Bedeutung der Kerbzähigkeit als Güteziffer. Eine nach bestimmten Grundsätzen geordnete bildliche Übersicht der bisher im Schrifttum bekannt gewordenen Versuchsergebnisse zeigt, daß die bisherige Kennzeichnung der beeinflussenden Faktoren nicht ausreicht, um ein Abfallgebiet so eindeutig festzulegen, daß man auf das Verhalten des ganzen Werkstückes schließen könnte.

Als Ursache für diese Tatsache wird angesprochen, daß das Abfallgebiet bedingt ist durch das sehr verwickelte Zusammenwirken eines von Gestalt, Stoff, Geschwindigkeit und besonders der Temperatur abhängigen Formänderungswiderstandes und einer nur vom Stoff — insbesondere von der während der Beanspruchung eintretenden Reckung — abhängigen Trennfestigkeit. Zur Ermittelung beider Faktoren ist ein geläufiges Prüfverfahren vorläufig nicht vorhanden.

Unter diesen schwierigen Umständen wird als dringend erforderlich angesehen, den Begriff der Kerbzähigkeit als Güteziffer durchzubilden, was nur bei einheitlichem Prüfverfahren möglich ist. Die Erkennung der die Prüfung erschwerenden Abfallgebiete ist bei immerhin geringer Versuchszahl dann möglich, wenn man die Beziehungen von Kerbzähigkeit zur Brucheinschnürung des statisch geprüften Zugstabes (Normalkurve), die unter bestimmten Voraussetzungen vorhanden sind, in das Prüfverfahren einbezieht. Für dies Verfahren sind alle Versuchsstörungen, deren Ursache man erkannt hat, auszuschalten. An einer größeren Anzahl von Versuchsreihen wird nachgewiesen, daß auch die Einkerbung der Druckzone der Probe erforderlich ist, um Störungen labiler Art zu beseitigen und die Empfindsamkeit der Probe für die rein stofflichen Auswirkungen auszunutzen. Die Beziehung zwischen Kerbzähigkeit und Bruchschnürung des Zugstabes, die nach sinngemäßer Glühung des Werkstoffes auftritt, gibt die Möglichkeit, bei Kenntnis der Brucheinschnürung einen Gipfelwert der Kerbzähigkeit für einen brauchbaren Werkstoff vorauszusagen. Wird bei irgendeinem angelieferten Werkstoff dieser Sollwert nicht erreicht, so gibt die Prüfung im angelieferten Zustand Auskunft über die Einwirkung der Versuchstemperatur auf das Fallen der Kerbzähigkeit. Auf die Wirkungen verschiedener gebräuchlicher Probenformen wird eingegangen und bestimmte Eigenschaften, die für die Prüfung von Vorteil sind, werden hervorgehoben.

Elastische Formänderungen gezogener Holzstäbe.

Von **H. Sieglerschmidt** und **Johs. Stamer**[1].

Zur Berechnung der Spannungsverteilung in Holzkonstruktionen (Trägern u. a.) ist außer der Kenntnis der Dehnungszahlen bisweilen auch die der Querkontraktionszahlen erforderlich. Da genaue Querkontraktionsmessungen an Hölzern unseres Wissens bisher nicht ausgeführt worden sind, dürften die Ergebnisse der im folgenden mitgeteilten, an Stäben aus verschiedenen Holzarten ausgeführten Untersuchung als ein Beitrag zur Kenntnis der elastischen Formänderungen des Holzes von allgemeiner Bedeutung sein.

Untersucht wurden drei Stäbe Nr. 1 bis 3 aus Kiefernholz, zwei Stäbe Nr. 4 und 5 aus Eiche und ein Stab

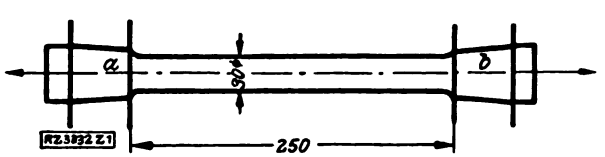


Abb. 1. Probestab. *a*, *b* = keglige Köpfe.

Nr. 6 aus verdichteter (veredelter) Birke, und zwar sämtliche Stäbe im lufttrockenen Zustande. Die rund abgedrehten Stäbe hatten 30 mm Durchmesser und 250 mm Länge, Abb. 1. Die Stäbe wurden mit kegligen Köpfen *a* und *b* in die Zerreißmaschine eingespannt.

Die Längsdehnung wurde mittels eines Spiegelgerätes nach Martens, die Querkontraktion mittels des in Z. f. Instrumentenkunde Bd. 49 (1929) Heft 1 beschriebenen Gerätes gemessen. Die Längs- und Querdehnung der einzelnen Stäbe wurde an verschiedenen Stellen des Umfanges, Abb. 2, bestimmt: Tangential zu den Jahresringen (0°), senkrecht zu den Jahresringen (radial zum Stamm = 90°) und in zwischenliegenden Meßrichtungen (22,5°; 30°; 45°; 60°; 67,5°). Wiederholte Messungen zu verschiedenen Zeiten ließen erkennen, daß die geringen Feuchtigkeitsänderungen der Hölzer auf das Ergebnis der elastischen Längs- und Querdehnungsmessung

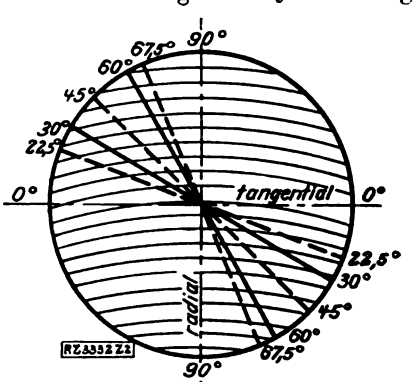


Abb. 2. Meßrichtungen.

ohne bemerkenswerten Einfluß waren. Dagegen war das Arbeiten des Holzes bei geringfügigen Feuchtigkeitsschwankungen am Querdehnungsmesser außerordentlich deutlich zu beobachten.

Die Belastung wurde stufenweise gesteigert; im allgemeinen bis zu 28 kg/cm² Zugspannung, bei je einem Kiefern- und Eichenstab indessen bis zu 84 kg/cm².

Die Ergebnisse der Messungen sind in Abb. 3 und 4 in Abhängigkeit von der Meßrichtung für die Spannungsstufe 0 bis 28 kg/cm² zusammengestellt. Es bedeutet:

α die Dehnungszahl (reziproker Wert des Elastizitätsmoduls E) $= \lambda/l\sigma$, wo λ = Dehnung gemessen in $^1/_{100\,000}$ cm, l = Meßlänge, σ = Spannung kg/cm²,

[1] Original: Z. V. d. I. Bd. 73, S. 1649—1650. 1929.

Digitized by Google

α_q die Querkontraktionszahl $= \lambda_q/d\sigma$, wo λ_q = Querkontraktion gemessen in $^1/_{400000}$ cm, d = Stabdurchmesser,

μ das Verhältnis α_q/α (reziproker Wert der Poissonschen Zahl).

Die Ergebnisse lassen sich wie folgt zusammenfassen:

a) Die Dehnungszahlen a und Elastizitätsmoduln E waren von der Meßrichtung annähernd unabhängig. Die Spannungsverteilung über den Stabquerschnitt war somit sehr gleichmäßig. Im Mittel war für

Eiche	$\alpha = 11{,}6 \cdot 10^{-6}$;	$E = 86000$ kg/cm²,
Kiefer	$\alpha = 8{,}5 \cdot 10^{-6}$;	$E = 118000$ „
Birke verdichtet	$\alpha = 5{,}4 \cdot 10^{-6}$;	$E = 185000$ „

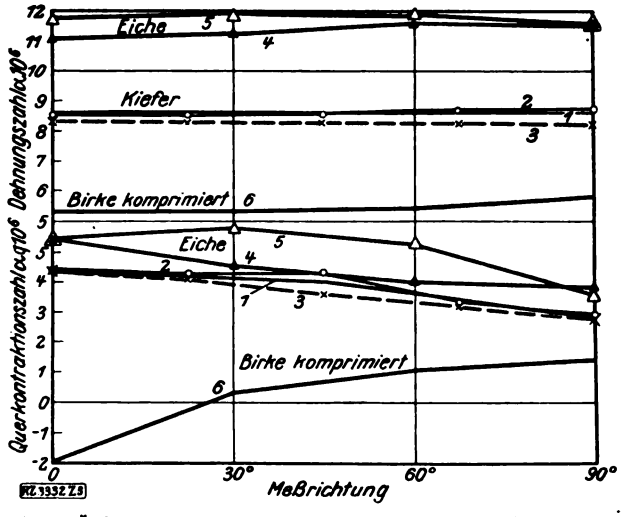


Abb. 3. Änderung von α und α_q mit der Meßrichtung. (Zugspannung $\sigma = 28$ kg/cm²).

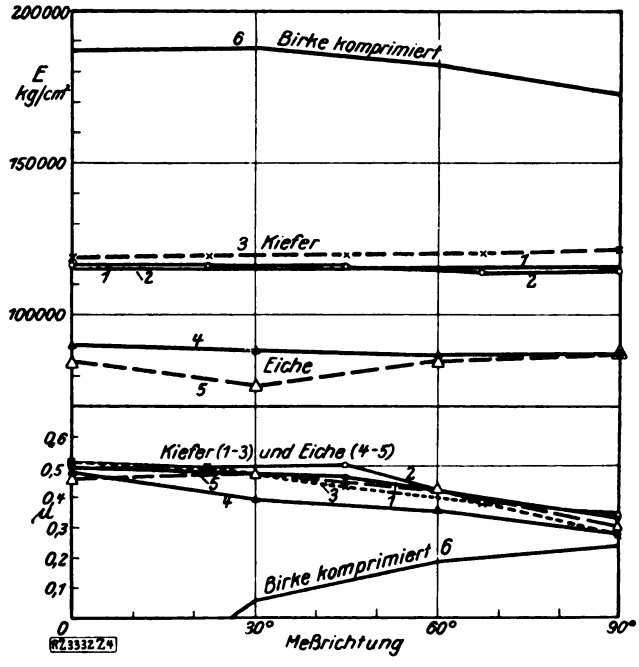


Abb. 4. Änderung des Elastizitätsmoduls E und der Zahl μ mit der Meßrichtung (Zugspannung $\sigma = 28$ kg/cm²).

b) Die Querkontraktionszahlen α_q und Verhältniszahlen μ nahmen von der Meßrichtung 0° (tang.) bis zu 90° (radial) ab, im Mittel bei

Eiche	von $\alpha_q = 5{,}4 \cdot 10^{-6}$	bis auf	$\alpha_q = 3{,}7 \cdot 10^{-6}$,
	„ $\mu = 0{,}47$	„	„ $\mu = 0{,}30$,
Kiefer	„ $\alpha_q = 4{,}3 \cdot 10^{-6}$	„	„ $\alpha_q = 2{,}8 \cdot 10^{-6}$,
	„ $\mu = 0{,}51$	„	„ $\mu = 0{,}33$.

Bei verdichteter Birke waren α_q und μ negativ für 0° (tang.) und nahmen bis zu 90° zu. Es fand also infolge der Zugbeanspruchung eine Ausdehnung des verdichteten Holzes tangential zu den Jahresringen und Zusammenziehung in radialer Richtung statt.

c) Die Werte α (E) und α_q (μ) waren von der Größe der angewandten Zugspannung (bis zu 84 kg/cm) fast unabhängig. Von der Mitteilung der Zahlen ist daher Abstand genommen.

Bemerkenswert ist, daß die μ-Zahlen der Hölzer sich innerhalb der für Metalle gefundenen Grenzen ($\mu = 0{,}1$ bis 0,5) hielten. Überschreitung von $\mu = 0{,}5$ als Mittelwert für die Meßrichtungen 0° bis 90° wurde in keinem Falle beobachtet. Es würde dies bedeuten, daß das Holz infolge der Zugbeanspruchung verdichtet wird, eine Möglichkeit, die bei porösen Werkstoffen nicht ohne weiteres von der Hand zu weisen ist. Der Wert $\mu = 0{,}5$ wurde von den Kiefern- und Eichenstäben in tangentialer Meßrichtung erreicht[1]. Die elastischen Volumänderungen dieser Hölzer fanden also vorwiegend in der radialen Richtung statt. Verdichtete Birke zeigte ein entgegengesetztes Verhalten. Denkt man sich einen Würfel von 1 cm Kantenlänge aus dem Stabe herausgeschnitten, dessen eine Achse in die Zugrichtung fällt, so ergibt sich näherungsweise die Volumänderung dieses Würfels unter 1 kg Zugbeanspruchung $\gamma = \alpha - 2\alpha'_q$, wo α'_q das Mittel aus den in verschiedenen Achsenrichtungen gefundenen α_q-Werten bedeutet.

Nach Abb. 3 war für

Eiche	$\alpha'_q = \sim 4{,}7 \cdot 10^{-6}$;	$\gamma = 2{,}2$ cm 10^{-6},
Kiefer	$\alpha'_q = \sim 3{,}8 \cdot 10^{-6}$;	$\gamma = 0{,}9$ cm 10^{-6},
Birke verdichtet	$\alpha'_q = \sim 0{,}2 \cdot 10^{-6}$;	$\gamma = 5$ cm 10^{-6}.

Die Raumausdehnung war für verdichtete Birke am größten und für Eiche größer als für Kiefer.

Wenn auch die obigen Feststellungen nur Teilergebnisse darstellen, insofern bisher nur wenige Stäbe der einzelnen Holzarten untersucht wurden, so können sie doch als erste Grundlage für eine richtige Beurteilung des elastischen Verhaltens der Hölzer dienen und bei Spannungsberechnungen von Nutzen sein.

[1] Die von Baumann (Forschungsh. 231, S. 56) bei Berechnung der Dehnungszahl α aus der Durchbiegung beiderseits aufliegender Holzbalken mit im Verhältnis zur Höhe geringer Stützweite eingesetzten Schubzahlen $\beta = 2\frac{m+1}{m}\alpha = 17\alpha$ führen zu dem Wert $\mu = 1/m = 7{,}5$ (!). Die Beziehungen zwischen Gleitzahl und Elastizitätszahl scheinen danach bei Holz verwickelterer Natur zu sein.

Digitized by Google

Die Bruchgefahr bei metallischen Werkstoffen.

Von W. Kuntze[1].

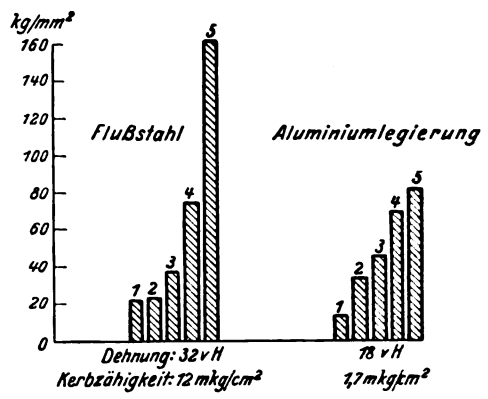
Seit den Anfangsjahren planmäßiger Werkstoffprüfung bilden die Elastizitätsgrenze und die Streckgrenze des Werkstoffes die Grundlagen für die Berechnung der Tragsicherheit einer Konstruktion. Da diese Grenzen die Belastung angeben, bei der die Plastizität beginnt, so sollten plastische Vorgänge im Bauwerk im allgemeinen ausgeschaltet sein. In sogenannten gefährlichen Querschnitten, die für die Berechnung unübersichtlich sind, können jedoch infolge von Überbeanspruchung auch plastische Verformungen auftreten. Um einer solchen Gefahr gegenüber gesichert zu sein, wird außerdem ein möglichst großes plastisches Dehnungsvermögen, daß man an einem Zugstabe nachprüft, verlangt. Man geht hierbei von der Annahme aus, daß ein großes plastisches Arbeitsvermögen des Werkstoffes die Bruchgefahr einzuschränken vermag.

Bald mußte man sich aber von der Unzulänglichkeit dieser Annahme überzeugen und erfahren, daß plastische Stoffe auch gelegentlich spröde brechen können. Die Erklärung dieser Erscheinung wurde dadurch erschwert, daß unter Schlagwirkung ein und derselbe Werkstoff entweder spröde oder zähe, also zugleich bei geringem bzw. großem Arbeitsaufwand brechen kann, auch wenn die äußeren Umstände — Schlaggeschwindigkeit, Temperatur, Gestalt des Werkstückes — sich kaum wahrnehmbar verändern. Dieser Dualismus in der Auswirkung dynamisch beanspruchter Konstruktionsteile ist eines der schwierigsten Gebiete der heutigen praktischen Werkstoffprüfung. Ein weiteres Problem ist die „Ermüdung", die bei plastischen Wechselbeanspruchungen auftritt. Da bei hochfrequenten Schwingungen nur geringe plastische Wege für ihr Auftreten erforderlich sind, so erkennt man leicht, daß die konventionelle Elastizitätsgrenze, die ja plastische Toleranzen zuläßt, keine sichere Rechnungsgrundlage für den Eintritt der Ermüdung bilden kann. Ganz gleich, welche äußeren Anlässe einem Bruch zugrunde liegen, immer wird die Ursache in einer Kohäsionsüberschreitung zu suchen sein. Zuerst ist von der Budapester und Wiener Schule auf die Wichtigkeit der technischen Kohäsionsforschung hingewiesen worden. Sie hat jedoch wegen ihrer Schwierigkeit bisher auf die praktische Werkstoffprüfung noch keinen Einfluß genommen. Was hierüber in neuster Zeit ergründet ist, hat zunächst nur wissenschaftliche Bedeutung.

Die Elastizitäts-, Streck- und hauptsächlich die Bruchgrenze (Festigkeit), die heute für die Beurteilung der Bruchsicherheit eine Rolle spielen, kennzeichnen bestimmte Traglasten. Die Bruchgrenze ist die höchste Last, die der, einem Werkstoff entnommene Zugstab im Verlaufe seiner plastischen Verformung zu tragen imstande ist. Die genannten drei Kennziffern geben mithin plastische Widerstände des Werkstoffes entsprechend ihrer begrifflichen Festlegung wieder. Sie sagen nichts über diejenige Kraft aus, die zur Trennung der Werkstoffteilchen voneinander erforderlich ist. Diese in der Regel verhältnismäßig große Kraft wird mit „Trennfestigkeit" oder „technischer Kohäsion" bezeichnet. Sie ist eine Werkstoffkonstante, wohingegen die genannten Traglasten nur am genormten Zugstabe mit seiner axialparallelen Form annähernd konstante Werte ergeben, nicht aber am beanspruchten Werkstück bei seiner vielfältigen Gestaltung. Bei diesem sind sie je nach den Betriebsumständen in weiten Grenzen veränderlich und können, wenn in einem tragenden Querschnitt aus irgendwelchem Anlaß die plastische Verformung vollständig behindert ist, dort bis zum Zahlenwert der technischen Kohäsion ansteigen.

Ein solcher Vorgang, der besonders an Übergangsstellen von größeren zu kleineren Querschnitten im Zusammenwirken mit biegender und dynamischer Beanspruchung und häufig auch unter Mitwirkung von Kältegraden aufzutreten pflegt, erzeugt alsdann örtlich im Werkstück sehr hohe plastische Widerstände, die der Berechnung unzugänglich sind. Steigen solche „vagabundierenden" Kräfte bis zum Kohäsionswert an, so ist der Bruch unausbleiblich. Dies besagt, daß die Traglast oder Festigkeit des Zugstabes allein kein Urteil über die Bruchsicherheit zuläßt. Vielmehr ist das Maß, um welches die technische Kohäsion die Festigkeit übersteigt, ein Sicherheitsgrad gegen die allgemeine Bruchgefahr.

Von diesem Gesichtspunkt aus bringt unsere Abbildung eine Gegenüberstellung von Flußstahl und einer Aluminiumlegierung. Während diese bei größerer Festigkeit und geringerem Gewicht ohne weiteres für viele



Vergleich der Gütewerte von Flußstahl und einer Aluminiumlegierung.
1 = Schwingungsfestigkeit; *2* = Streckgrenze; *3* = Festigkeit;
4 = techn. Kohäsion; *5* = dsgl. des gestreckten Werkstoffes.

Zwecke eine statische und wirtschaftliche Überlegenheit ergibt, ist bei ihr eine örtliche Überbeanspruchung gefahrvoller als bei Flußstahl, weil bei diesem der Unterschied zwischen technischer Kohäsion und Festigkeit größer ist. Auch das noch als gut zu bezeichnende Dehnungsvermögen der Legierung ändert hieran nichts. Eine Prüfung mit der Kerbschlagprobe ergab dementsprechend eine siebenfach höhere Kerbzähigkeit für Flußstahl. Man sieht, daß sich die bruchbringenden Anspannungen im Flußstahl in weiten Grenzen bewegen können. Am niedrigsten liegt die Festigkeit des durch Schwingungen ermüdeten Werkstoffs. Die „Ermüdung"

[1] Original: V. d. I.-Nachr. Bd. 9, Nr. 49. 1929.

Digitized by Google

ist nach neueren Untersuchungen mit einer Kohäsionszerrüttung zu erklären. Sie tritt auf, wenn die Schwingungen nicht rein elastischer Natur bleiben. Da — wie schon seit über fünfzig Jahren bekannt ist — wechselnde Zug- und Druckbeanspruchungen schon bei sehr kleinen Lasten plastische Verformungen zur Folge haben, so ist auch bei Schwingungen mit einer sehr niedrigen Lastgrenze zu rechnen, bei der die Ermüdung eintritt. Die Prüfungen mit Hilfe neuzeitlicher Schwingungsmaschinen ergeben zwar, daß eine günstige Einwirkung der Verfestigungsfähigkeit plastischer Werkstoffe diese Grenze häufig wiederum bis etwa zur Hälfte der statischen Festigkeit anhebt. Doch wie auch hier der Wechsel der Vorbedingungen am vielfältig gestalteten Werkstück im Gegensatz zum ebenmäßigen Prüfstab sich auswirken mag, bleibt vorläufig noch unübersichtlich. Erwiesen ist, daß die Zerrüttung des Kohäsionswiderstandes bei manchen Stoffen sehr schnell, bei anderen allmählich vor sich geht. Man behilft sich, besonders wenn die Sicherheit menschlichen Lebens gefährdet ist, dadurch, daß starkschwingende Konstruktionsteile nach einer bestimmten Betriebszeit ausgewechselt werden; denn die Methodik der Kohäsionsermittlung ist heute noch nicht so weit durchgebildet, daß sie schon allgemein Verbreitung finden könnte.

Im scheinbaren Widerspruch zur „technischen Kohäsion“ steht die Atomtheorie, die einen etwa 1000mal höheren Wert für die Kohäsion errechnet als die praktischen Versuche in der Prüfmaschine ergeben haben. Man darf aber nicht übersehen, daß unsere metallischen Werkstoffe ein technologisches Erzeugnis bilden, das keinen ununterbrochenen atomaren Zusammenhalt aufweist. Man vermutet im Werkstoff trennende Schichten, die zu dünn sind, um unter dem Mikroskop gesehen zu werden, und die auch der Entdeckung durch reflektierte, zur Interferenz gebrachten Röntgenstrahlen entgehen. Da die unmittelbare Anwendung der Gesetze der Atomphysik auf die Festigkeit der kristallinen Werkstoffe bisher nicht gelang, so ist eine technologische Lösung der Festigkeitsfragen, wie sie in staatlichen und privatindustriellen Forschungsstätten betrieben wird, notwendig und berechtigt.

Zur Deutung und Bewertung der Bruchdehnung bei Metallen.

Von **W. Kuntze**[1].

Wenn auch das fertige Werkstück oder Bauwerk meist schon als zerstört gelten muß, sobald verhältnismäßig geringe plastische Verformungen eingetreten sind, so pflegt man doch als Maßstab für die Beurteilung der Sicherheit die gesamte Bruchdehnung des dem betreffenden Werkstoff entnommenen Zugstabes heranzuziehen. Gehen dem Bruch Verformungen voraus, so wird man die Überbeanspruchung bei Zeiten erkennen und größere Nachteile verhüten können. Auch erfolgt beim Dehnen infolge der Verfestigung alsbald ein Kräfteausgleich im Bauwerk, so daß weitere Verformungen verhindert werden und von einer Bruchgefahr alsdann nicht mehr gesprochen werden kann. Man hat sich also daran gewöhnt, die Brauchbarkeit des Werkstoffes nicht nur nach seiner Zugfestigkeit, sondern auch nach dem Grade seiner Dehnfähigkeit abzuschätzen. Diese pflegt man mit der linearen Bruchdehnung δ_l für $l = \text{const.}\ \sqrt{f_0}$, oder mit der Bruchquerschnittsverminderung $\psi = 100\left(1 - \frac{f}{f_0}\right)$ zu kennzeichnen. Dieser Brauch, der auf die Größe der Dehnbarkeit den Hauptwert legt, ermöglicht nicht, die Werkstoffe nach ihren besten Eigenschaften auszuwählen, weil das Wesen der Verformung hierbei unberücksichtigt bleibt.

Die beim Zugversuch ermittelte Gesamtdehnung enthält bekanntlich zwei äußerlich verschiedene Dehnungsvorgänge, die gleichförmige Dehnung und die örtliche Einschnürung. Es mag von der Allgemeinheit die letztere nur als Fortsetzung der ersteren aufgefaßt und dem Umstand, der ihre plötzliche Beschränkung auf nur eine Stelle des Stabes hervorruft, keine Beachtung beigemessen werden; und doch hat schon Considère (1885) die Verschiedenartigkeit beider Vorgänge, bei denen er keine maßstäbliche Abhängigkeit voneinander beobachten konnte, hervorgehoben. Der Maßstab der gesamten Bruchdehnung verdankt seine Einführung wohl nur dem Umstand, daß er zugunsten der Versuchsmethodik begrifflich klar festzulegen ist. Daß damit aber so manche Einblicke verloren gehen, soll im folgenden besprochen werden.

Grundlagen der Dehnungsvorgänge beim Zugversuch.

Der grundsätzliche Unterschied beider Dehnungsformen liegt darin, daß bei der gleichmäßigen Dehnung kristallographische Gesetze im Vordergrund stehen, während bei der örtlichen Einschnürung die rein mechanischen überwiegen. Da die Größe der Fließwiderstände eines Kristalls von seiner Orientierung zur Zugachse abhängt, müssen ungünstig orientierte Kristalle stärker fließen als die übrigen. Der Zugstab in Abb. 1 besteht aus sieben hintereinanderliegenden Kristallen. Die zugehörigen Dehnungsbilder lassen deutlich erkennen, wie sehr sich die Dehnungen der verschieden orientierten Kristalle voneinander unterscheiden. An den Korngrenzen wird die Verformung durch zwei aneinander grenzende, verschiedene Dehnungsmechanismen gehindert, wodurch nach dem Recken Knoten sichtbar werden. Trotz dieser Behinderung, die naturgemäß bei einem kurzen Kristall von stärkerer Einwirkung ist als bei einem längeren, überwiegt der Einfluß der Orientierung auf das Maß der Dehnung.

In einem Vielkristall sind solche ungünstig orientierten Kristalle naturgemäß über das ganze Stabvolumen verteilt und es erscheint daher ganz selbstverständlich, daß der gesamte Stab dehnen muß, ohne daß eine örtliche Verformung zunächst aufkommen kann. Haben aber alle Kristalle und damit das gesamte Stabvolumen geflossen, so haben die meistfließenden wohl als Folge

[1] Original: Z. Metallkunde Bd. 22, S. 14 bis 22. 1930.

Digitized by Google

ihrer allseitigen Umschließung durch festere das an Widerstandskraft eingeholt, was die übrigen voraus hatten. Dies wird durch eine Untersuchung von E. Schmid[1] bestätigt, nach welcher bei einem Vielkristall zu der geometrischen Orientierungsverfestigung noch eine weit überwiegende innere Verfestigung des Einzelkristalls hinzukommt. Es ist nunmehr nach W. v. Moellendorff und Czochralski[2] eine Gleichwertigkeit (erzwungene Homöotropie) aller Kristalle hinsichtlich ihres Verformungswiderstandes eingetreten. Während also bisher für die gleichmäßige Verformung des gesamten Stabvolumens gewissermaßen die überall verteilt liegenden schwachen Kristalle verantwortlich zu machen waren und irgendwelche äußerlich schwachen Stellen des Stabes z. B. geringerer Durchmesser in den Hintergrund traten, so muß jetzt wegen der Gleichwertigkeit aller Kristalle für den Ort der weiteren Verformung der aus irgendwelchen Ursachen schwächste Querschnitt des Stabes maßgebend sein, so daß nunmehr eine örtliche Einschnürung begünstigt ist, die häufig auch an zwei oder mehreren Stellen auftritt, je nachdem mehrere gleichwertig schwache Stellen zufällig vorhanden sind.

Jetzt werden Gleitflächen entstehen, die sich ihrer Anordnung nach nicht mehr durch verschiedene Kristallorientierungen unterscheiden, sondern banalen Charakter tragen und in Richtung größter Schubspannung, also unter meist mehr als 50° zur Stabachse die schwächste Stelle des Stabes durchdringen. Wie hieraus durch zeitlich aufeinanderfolgendes Auftreten solcher rings um die Stabachse gruppierten Schubflächen der Fließkegel entsteht, soll hier nicht näher erörtert werden.

Beim Stahl mit ausgeprägter Streckgrenze sind unter etwa 50° verlaufende Fließlinien schon an der Streckgrenze zu erkennen und auch der Streckvorgang ist zunächst örtlicher Natur. Dieser scheinbare Widerspruch erklärt sich nur daraus, daß hier die plastischen Vorgänge erst nach dem Bruch eines verhältnismäßig festen spröden Bestandteiles einsetzen können, der fortschreitend in allen Querschnitten eingetreten sein muß, bevor eine ungehinderte prismatische Dehnung, wie bei den anderen plastischen Stoffen sich auswirken kann[1].

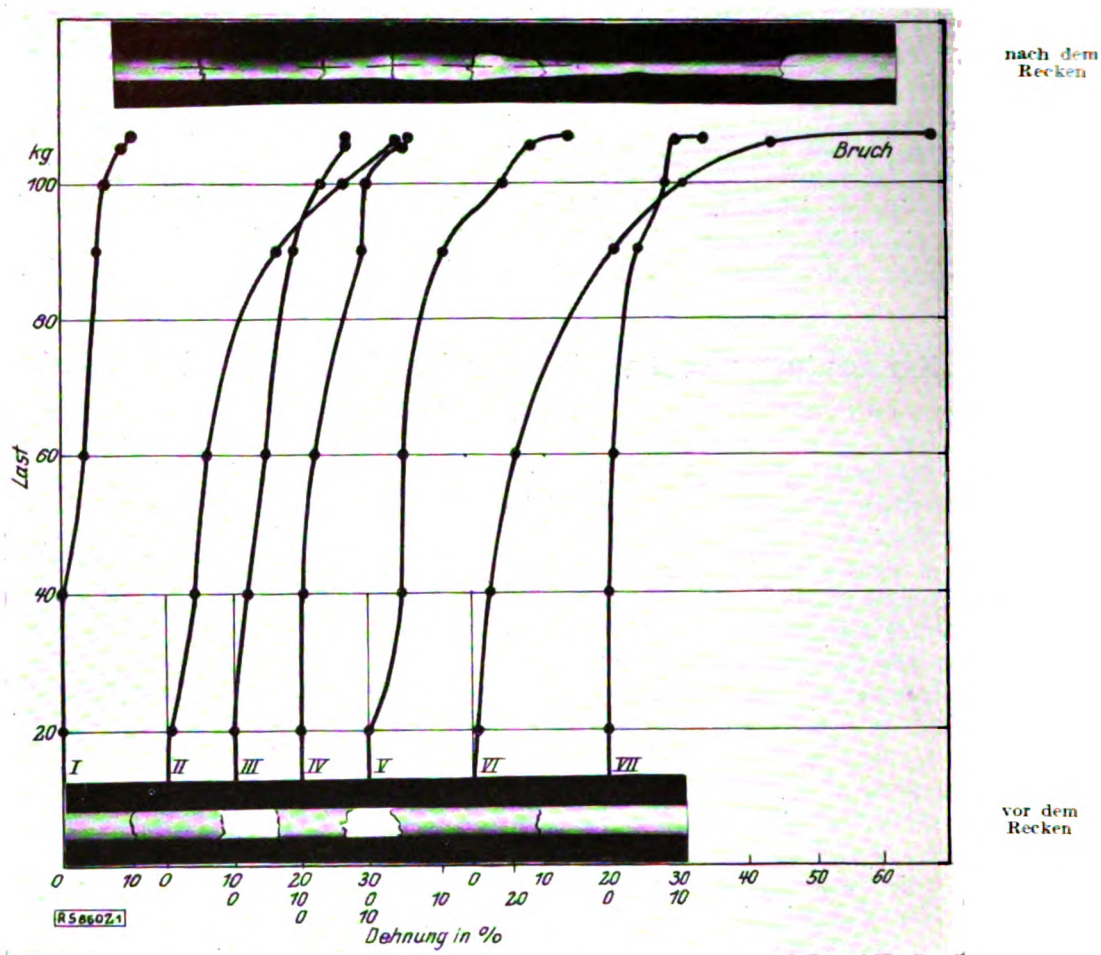


Abb. 1. Dehnungsverlauf der Kristalle eines Aluminiumdrahtes von 4,66 mm Dmr.

Banale Gleitflächen sind häufig im Fließkegelgebiet zu erkennen, wie Abb. 2 zeigt. Als besonders beweiskräftig bot sich dem Zuschauer der Zerreißvorgang eines Duraluminbleches nach Abb. 3 dar. Die sichtbaren schrägen Einbruchsschichten traten erst auf, nachdem die gleichförmige Dehnung zu Ende war. Jede der einzelnen Schichten entstand, die ganze Blechbreite schräg

[1] Z. Phys. Bd. 22, S. 328. 1924.
[2] Z. V. d. I. Bd. 57, S. 1014. 1913.

[1] W. Kuntze und G. Sachs: Z. V. d. I. Bd. 72, S. 1011 bis 1016. 1928. Mitt. Sonderh. IX. 1929.

Digitized by Google

durchdringend, unter einem laut hörbaren Ruck. Dieser Vorgang wiederholte sich bis der Bruch eintrat.

Das Ende der gleichförmigen Dehnung ist mithin begründet durch den Eintritt eines örtlichen Abschervorganges, welcher durch die eingetretene Gleichwertigkeit der Kristalle hinsichtlich ihres Widerstandes bedingt ist.

Abb. 2. Banale Gleitflächen im Fließkegel eines Kupferstabes (nach E. Schiebold und G. Richter)[1].

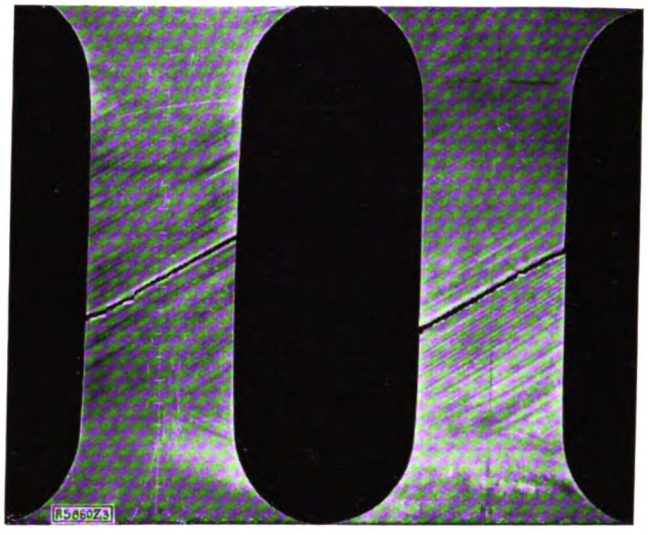


Abb. 3. Banale Einbrüche beim Zerreißen zweier gut zentrierter Duraluminbleche.

Äußere Merkmale der auftretenden Dehnungsformen.

Beide Dehnungsarten, die gleichförmige Dehnung, die nach R. Stribeck mit „Streckung" bezeichnet werden soll und die örtliche Einschnürung haben entsprechend ihrer verschiedenen Entstehungsart verschiedene stoffliche Auswirkungen zur Folge. Die Streckung ist erschöpfbar, nicht ohne weiteres aber die Einschnürung. Nach Untersuchungen von R. Stribeck[2] ergab sich nach Abb. 4 und 5, daß beim Ziehen bzw. Walzen von Kupfer und Messing die Streckung ψ_{II} schon bei geringeren Querschnittsabnahmen als dem Maß ihres Streckvermögens beim Zugversuch entsprach, erschöpft war. Wurden beide Stoffe aber um den Betrag ihres gesamten Einschnürungsvermögens ψ_{III} herabgezogen, so waren trotzdem noch etwa 80% des örtlichen Einschnürvermögens übriggeblieben.

Die beiden Dehnungswerte ermitteln sich aus den gemessenen Querschnitten wie folgt:

$$\psi_{II} = 100\left(1 - \frac{f_{II}}{f_0}\right), \qquad (1)$$

$$\psi'_{III} = 100\left(1 - \frac{f_{III}}{f_{II}}\right). \qquad (2)$$

Hierin bedeuten f_0, f_{II}, f_{III} die Querschnitte im Ausgangszustand bzw. bei Einschnürbeginn und beim Bruch. Die lineare Streckung ergibt sich alsdann zu:

$$\delta_{II} = 100\left(\frac{f_0}{f_{II}} - 1\right). \qquad (3)$$

Nach den genannten Versuchen läßt sich also trotz stärksten Kaltwalzens und Ziehens die Einschnürfähigkeit nicht erschöpfen. Auch den Versuchen von W. Müller[1] und P. Goerens[2] mit Kupfer und Stahl kann man das Gleiche entnehmen. Daß trotz dieser Tatsachen ein einschnürfähiger Zugstab sich nicht in eine Spitze ausziehen läßt, liegt nur an dem veränderten Kräftezustand, den die Gestaltsänderung des Stabes infolge der Einschnürung mit sich bringt. Der räumliche Spannungszustand erzeugt so hohe Fließwiderstände, daß schließlich der augenblickliche Kohäsionswiderstand überschritten wird.

Der experimentelle Nachweis dieser Behauptung läßt sich folgendermaßen führen: Dreht man den eingeschnürten Stabteil eines Zugstabes, der sich unmittelbar vor dem Zerreißen befand, wieder zylindrisch, so ist seine Einschnürfähigkeit nun nicht etwa erschöpft, sondern er vermag erneut einzuschnüren. Mit Fortfallen des räumlichen Spannungszustandes nach dem Abdrehen werden auch die vorher hohen Fließwiderstände wieder erniedrigt, so daß die Trennungsgefahr hinausgeschoben wird. Auf diese Weise wurde die Einschnürung an der schon eingeschnürt gewesenen Stelle des Stabes siebenmal wiederholt[3]. Dieser Vorgang hätte

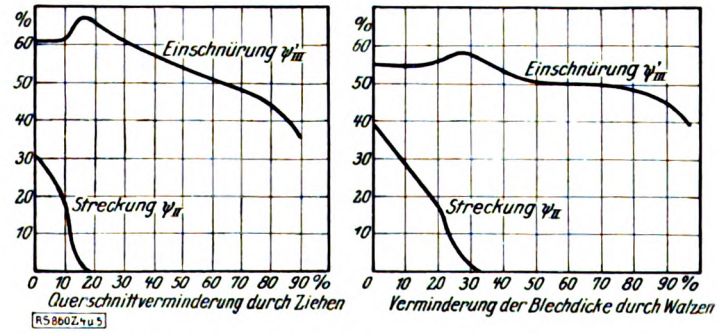


Abb. 4 und 5. Veränderung von Streckung und örtlicher Einschnürung beim Kaltziehen und Kaltwalzen von geglühtem Kupfer bzw. Messing (nach R. Stribeck).

[1] Mitt. Materialpr.-Amt Sonderheft V, S. 68. 1929.
[2] Forsch.-Arb. des V. d. I. Nr. 85, S. 33—51. 1910.
[1] Forsch.-Arb. des V. d. I. Nr. 211, S. 1—64. 1918.
[2] Ferrum Bd. 10, S. 65. 1912/13.
[3] W. Kuntze: Mitt. Materialpr.-Amt Bd. 42, Heft 3/4, S. 30 u. 31. 1924.

Digitized by Google

noch weiter fortgesetzt werden können, ohne die Einschnürfähigkeit ganz zu erschöpfen.

Der Abschluß der Einschnürdehnung ist also durch Überwindung des Trennwiderstands bedingt.

Die prismatische Dehnung blieb hingegen wie beim Walz- und Ziehvorgang auch hier aufgebraucht. Es werden also stark verformte Werkstoffe keine Streckung mehr aufweisen, während die Einschnürfähigkeit erhalten geblieben ist. Vom Standpunkt des Prüfers ist das wichtig, weil durch diese Tatsache eine stärkere Verformung eines angelieferten Werkstoffes unter Umständen sofort erkennbar wird: die Erfahrung lehrt nämlich, daß es keinen Werkstoff gibt, der in unverformtem Zustande bei großer Einschnürfähigkeit nicht gleichförmig zu dehnen vermag.

Andererseits sind diejenigen Werkstoffe nicht selten, welche keine Einschnürung, aber eine gute Streckung aufweisen. Diese sind hauptsächlich unter den Messingsorten und Bronzen, sowie unter den Aluminiumlegierungen zu finden. Sie sind unter gewissen Bedingungen spröde. Ist im unverformten Zustand keine Streckung da, so fehlt auch die Einschnürung und der Werkstoff ist gänzlich spröde.

Einfluß der Dehnungsformen bei verschiedenen Beanspruchungen.

Es entsteht nun die Frage, inwiefern die beiden geschilderten Dehnungsformen die Eigenschaften der Werkstoffe bedingen und wie sie helfen, deren Eignung für bestimmte Zwecke zu vermitteln. Am einfachsten ist diese Frage da zu beantworten, wo lediglich eine gute plastische Verformungsfähigkeit verlangt wird.

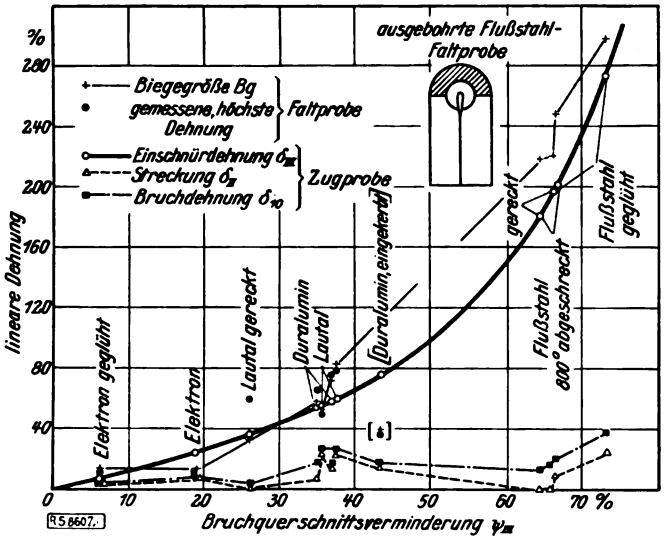


Abb. 6. Vergleich von Dehnungswerten nach dem Bruch von Zugprobe und Faltprobe. (Die Biegegröße von Flußstahl konnte nur durch wiederholtes Ausbohren der gefalteten Probe verwirklicht werden.)

Biegung. In Abb. 6 wurde für verschiedene Stoffe über ihrer Bruchquerschnittsverminderung ψ_{III} als Abszisse die größte Längendehnung in der Einschnürung des Zugstabes:

$$\delta_{III} = 100\left(\frac{f_0}{f_{III}} - 1\right) = 100\left(\frac{100}{100 - \psi_{III}} - 1\right), \quad (4)^1$$

ferner die mittels aufgebrachter Teilung gemessene größte Dehnung an der gezogenen Seite der Faltprobe und die Tetmajersche Biegegröße $Bg = \frac{50 \cdot a}{\varrho}$, welche ebenfalls die größte Dehnung annähernd ausdrückt als Ordinate aufgetragen (ϱ = Biegehalbmesser in halber Probendicke, a = Probendicke). Zum Vergleich wurden außerdem die linearen Dehnungen δ_{II} (s. Gleichung 3) und δ_{10} eingezeichnet. Es ergab sich, daß sowohl Faltprobe als auch Zugprobe die gleiche größte Längsdehnung an der Bruchstelle zu überwinden haben. Da die Biegegröße bei vollkommen zusammenfaltbaren Stoffen meist den Sollwert von 100 nicht ganz erreicht, so geht aus der Betrachtung der Abb. 6 hervor, daß nur Stoffe unter $\psi_{III} \simeq 48\%$ durch Biegen sicher zum Bruch gebracht werden können. Um nun bei Stoffen mit größerer Einschnürung ebenfalls einen Bruch durch Biegen zu erreichen, wurde die gefaltete Probe nach Abb. 6 ausgebohrt und erneut gebogen, und dieses Verfahren fortgesetzt, bis sie brach (neue Probe schraffiert). Dies wurde an Flußstahl im ausgeglühten und abgeschreckten Zustande durchgeführt. Es fielen bei Stoffen größerer Einschnürung die Werte der Zugprobe gegenüber denjenigen der Faltprobe etwas geringer aus, weil durch die beträchtliche Einschnürung am Zugstab der räumliche Spannungszustand soweit gefördert wird, daß die Fließwiderstände die Kohäsionswiderstände früher erreichen als bei der Faltprobe. Diese vermag sich nicht so stark einzuschüren, weil sie von der Druckzone daran gehindert wird. Dieser mit Flußstahl künstlich erzeugte Fall einer Biegung bei so großer Verformung kommt in der Praxis jedoch nicht vor.

Diese Gegenüberstellung von Falt- und Zugprobe zeigt, daß man nach der üblichen linearen Bruchdehnung δ_{10} des Zugstabes die Brüchigkeit einer Biegeprobe nicht ermessen kann, daß aber die sehr viel größere lineare Dehnung δ_{III} in der Brucheinschnürung des Zugstabes ein Maßstab für die Biegebeanspruchung ist. Diese Ansicht hat schon Considère vertreten, welcher aus reiner Überlegung unter Vergleich der bei beiden Versuchsarten auftretenden wahren Spannungen zu der gleichen Schlußfolgerung kam, die hier durch Versuche nachgewiesen wurde. Daß die Streckung δ_{II}, obgleich sie zur Biegefähigkeit mit beiträgt, von untergeordneter Bedeutung dafür ist, zeigen im Kurvenverlauf besonders die vorgereckten Proben. Weiterhin folgt, daß es keinen Vorteil bietet, die Biegegröße neben der größten Bruchdehnung δ_{III} zu ermitteln, da beide genau dasselbe ergeben. Die Faltprobe ist aber eine billige Prüfart, wenn es nur darauf ankommt, verhältnismäßig spröde Stoffe mit geringerer größter Dehnfähigkeit als etwa 100% bzw. geringerer Querschnittsverminderung als $\sim 48\%$ auszuscheiden. Auch ist sie sehr empfindsam in der Anzeige von Kerbsprödigkeit, wie die in Abb. 6 eingeklammerte Duraluminprobe zeigt, welche in einer eingeritzten Teilmarke vorzeitig brach und daher der Gesetzmäßigkeit zwischen δ_{III} und Bg nicht folgte.

Wertvoller wird die Faltprobe durch die Ermittelung des Biegewinkels. Dieser gibt einen anderen Verformungsgrad an als die Biegegröße. Es haben nämlich härtere Stoffe bei gleicher erzielter Biegegröße in der Regel

[1] A. Martens: Handb. d. Materialienkunde S. 245. 1898.

Digitized by Google

Zahlentafel 1. Vergleich von Verwindungsdehnung mit der Dehnung am Zugstab.

Werkstoff	Größte Verwindungsdehnung auf der Mantelfläche δ_v %	Bruchquerschnittsverminderung ψ_{III} %	Größte Längsdehnung am Zugstab δ_{III} %	δ_v/δ_{III}	Bruchdehnung δ_{10} %	δ_v/δ_{10}	Streckung δ_{II} %	δ_v/δ_{II}	δ_v % nach Ausglühen der Probenreste von Spalte 1
Kupfer, hartgezogen .	354	63	170	2,1	12	29,5	5	71,0	50
Kupfer, geglüht . . .	517	73	265	2,0	48	10,8	34	15,2	29
Lautal, geglüht . . .	73[1]	49	95	0,8	22	3,3	18	4,1	—

einen geringeren Biegewinkel. Wird also eine harte und weiche Probe um denselben Winkel gebogen, so weist die harte die größere maximale Dehnungsbeanspruchung auf. Da aber der härtere Stoff meist ein geringeres Dehnungsvermögen besitzt, so erkennt man leicht, welch kritische Anzeige der Biegewinkel für die Bruchgefahr bedeutet. Der Verlauf des Biegewinkels mit Zunahme der Dehnung an der meistgezogenen Faser (durch die Biegegröße ausgedrückt) ist aus Abb. 7 ersichtlich. Es wurden untersucht: 1. geglühter, 2. bei 800° abgeschreckter Flußstahl. 1a und 2a sind die

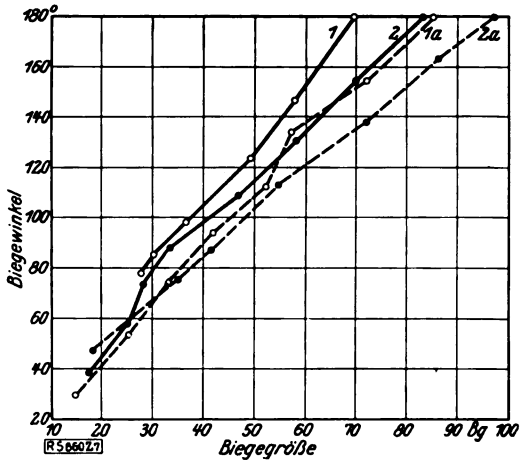


Abb. 7. Verlauf von Biegewinkel und Biegegröße während des Faltens von 1: Flußstahl geglüht ($\psi_{II} = 20\%$; $\psi'_{III} = 66\%$; $\psi_{III} = 73\%$; $\sigma_B = 38{,}5$ kg/mm²); 2: Flußstahl bei 800° C abgeschreckt ($\psi_{II} = 6\%$; $\psi'_{III} = 64\%$; $\psi_{III} = 67\%$; $\sigma_B = 55{,}4$ kg/mm²); a = bis Einschnürbeginn vorgereckt.

entsprechenden Kurven beider Stoffe im bis zum Einschnürbeginn vorgereckten Zustande. Sie haben also keine Streckung mehr. Vergleicht man nun 1a mit 2a, so ergibt sich, daß trotz annähernd gleicher Einschnürfähigkeit $\psi_{III} = \psi'_{III}$ beider Stoffe, bei gleichem Winkel, um den man sie gebogen hat, der härtere die größere Biegegröße aufweist. Der Vergleich von 1 und 2 (im ungereckten Zustande) ergibt sogar, daß der härtere (2) bei gleichem Biegewinkel die größere Biegegröße erreicht, obgleich sein Dehnungsvermögen ψ_{III} wesentlich geringer ist als das von 1. Dasselbe ergibt sich beim Vergleich von 1 und 1a sowie 2 und 2a. Die Gegenüberstellung von 2 und 1a ergibt Gleichheit der Biegegröße, die dadurch erreicht wird, daß der weichere Stoff 1a durch Vorrecken verfestigt wurde.

Der Biegewinkel, der im Gegensatz zum Dehnungsbegriff ein technologisches Verformungsmaß darstellt, zeigt also auch den Einfluß der Kräfteverhältnisse auf die Verformungsfähigkeit an und ist daher als ergänzende prüftechnische Kennziffer wertvoll. Leider bereitet seine empfindsame Abhängigkeit von den geometrischen Versuchsverhältnissen erhebliche Schwierigkeiten[1].

Verwindung. Wie die Dinge bei der Verdrehung liegen, soll an Hand der Zahlentafel 1 dargelegt werden. Aus der Zahl n der Verwindungen beim Bruch innerhalb einer bestimmten Meßlänge l des Prüfstabes ließ sich für hartgezogenes und weiches Kupfer die maximale Dehnung δ_v auf der Mantelfläche errechnen, wobei die Länge l' und der Durchmesser d', die nach dem Bruch vorhanden waren, zu berücksichtigen sind. Es ergibt sich:

$$\delta_v = 100\left(\frac{n\sqrt{\left(\frac{l'}{n}\right)^2 + (d'\pi)^2}}{l} - 1\right).$$

Die Zahlenwerte betrugen 517 bzw. 354%. Diese Zahlen verhielten sich wie die maximalen Dehnungen δ_{III} beim Zugversuch beider Stoffe (vgl. Zahlentafel 1). Für die Verwindungsfähigkeit oder Verwindungszahl ist mithin wiederum die größte lineare Bruchdehnung δ_{III} in der Einschnürung des Zugstabes ein Maßstab, nicht aber die gebräuchliche lineare Bruchdehnung δ_{10}; denn diese zeigt, wie aus der Tabelle hervorgeht, keine Proportionalität mit der Verwindungsdehnung und gibt unverhältnismäßig geringe Werte an. Auch zeigt sich wieder der geringe Anteil der Streckung an der Verwindungsfähigkeit. Selbstverständlich kann die größte Verwindungsdehnung — ebenso wie es bei der Biegeprobe der Fall war — hinter der Dehnung δ_{III} zurückbleiben, wenn Kerbwirkungen oder Biegebeanspruchungen hinzutreten. Die Duraluminprobe, welche in einer Teilmarke brach, ist hierfür ein Beispiel.

Aus den Zahlenangaben geht hervor, daß die Verwindungsdehnung δ_v größer — für Kupfer doppelt so groß — als die größte Bruchdehnung δ_{III} ist. Dies entspricht den eingangs vertretenen Anschauungen. Beim Verdrehungsversuch fehlt die Einschnürung und damit der räumliche Spannungszustand, der ja beim Zugversuch die Fließwiderstände bis zum Kohäsionswiderstand ansteigen läßt und einen früheren Bruch hervorruft. Worin liegt dann aber die Ursache für den Bruch beim Verdrehungsversuch begründet? Da die Verwindungsmomente bei einem plastischen Werkstoff schon einige Zeit vor Eintritt des Bruches nicht mehr zunehmen, ist ein Anstieg des Formänderungswiderstandes bis zum Trennwiderstand nicht gut denkbar. Es bliebe nur noch die Annahme, daß der Trennwiderstand bis zum Fließwiderstand herabfällt, so daß das Aneinanderhaften der ihrer Größe nach noch voll erhaltenen Querschnitte

[1] In Teilmarke gebrochen.

[1] W. Kuntze, Mitt. Materialpr.-Amt, S. 281 bis 293. 1922.

Digitized by Google

unterbunden wird. Diese Annahme deckt sich mit den später folgenden Versuchsergebnissen über die bei starker plastischer Verformung eintretende Zerrüttung des Kohäsionswiderstandes.

Beziehung der Dehnungsformen zur Verfestigung und Zerrüttung der Werkstoffe.

Nach den bisherigen Versuchen ergab sich, daß, sofern beide Dehnungsarten einem Stoffe eigen sind, diese sich stets summierten und so das gesamte Maß der Verformung bedingten. Die Summe fiel aber zahlenmäßig verschieden aus, je nach der Art der Beanspruchung oder der Spannungsverhältnisse, welchen das Werkstück beim Versuch unterworfen wurde, und welche den Grad der Einschnürdehnung beeinflußten. Die Dehnfähigkeit eines Stoffes ist mithin kein konstanter Begriff, sie ist von der jeweiligen Verhältniszahl zwischen Trennwiderstand und Fließwiderstand abhängig. Vermag man unter geeigneten Umständen die Fließgrenze soweit zu erhöhen, daß sie den Trennwiderstand erreicht, so wird

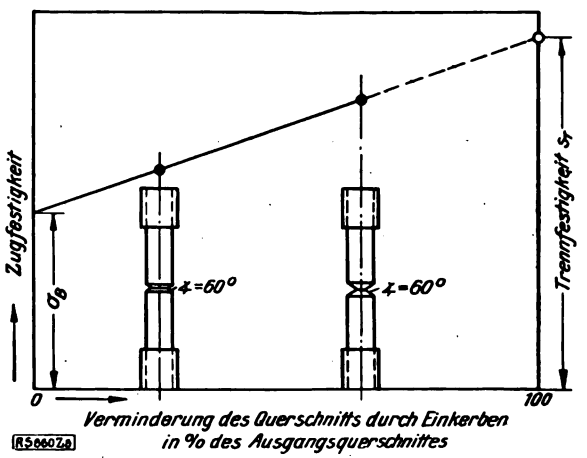


Abb. 8. Ermittlung der Trennfestigkeit aus den Festigkeitswerten eingekerbter Zugproben.

für diesen Fall der sonst dehnfähige Körper spröde brechen. Diese auch in der Praxis auftretende Möglichkeit schränkt die Bedeutung der Dehnfähigkeit erheblich ein.

Ein mehr oder weniger spröder Bruch ist durch Einkerbungen zu erreichen. Mit Hilfe der Extrapolation der Zugfestigkeiten verschieden tief gekerbter Rundproben nach der Grenze vollkommener Einkerbung hin, erzielt man nach Abb. 8 die Trennfestigkeit s_T. Diese Extrapolation verläuft nach bisherigen Erfahrungen bei plastischen Stoffen geradlinig und erleichtert dadurch die Auffindung des Grenzwertes[1]. Ermittelt man diesen am verformten Werkstoff, so läßt sich feststellen, daß er nach Verformung im Gebiete der kristallinischen Streckung geradlinig mit dem Verformungsgrad (als Querschnittsverminderung aufgetragen) ansteigt. Ein bis ins Einschnürgebiet vorgereckter Stoff zeigt aber wieder eine Abnahme der Trennfestigkeit. Die bei steigender Vorformung ermittelte Kurve der Trennfestigkeitswerte ist für eine Anzahl Werkstoffe in Abb. 9

[1] W. Kuntze: Arch. Eisenhüttenwes. Bd. 2, S. 109 bis 117. 1928. Vgl. auch S. 7.

der gewöhnlichen Kurve der wahren Spannungen, die bei steigender Verformung die jeweiligen Fließwiderstände wiedergibt, gegenübergestellt worden. Da w beide Kurven sich schneiden, also der Trennwiderstan vom Fließwiderstand erreicht wird ($s_{III} = s_{T\,III}$) mu der Bruch eintreten. Es liegt hierbei die Möglichkeit vo daß wegen einer verschiedenen Spannungsverteilung üb dem Bruchquerschnitt des eingeschnürten Zugstabes der Bruch schon etwas früher eintritt ($s_{III} < s_{T\,III}$

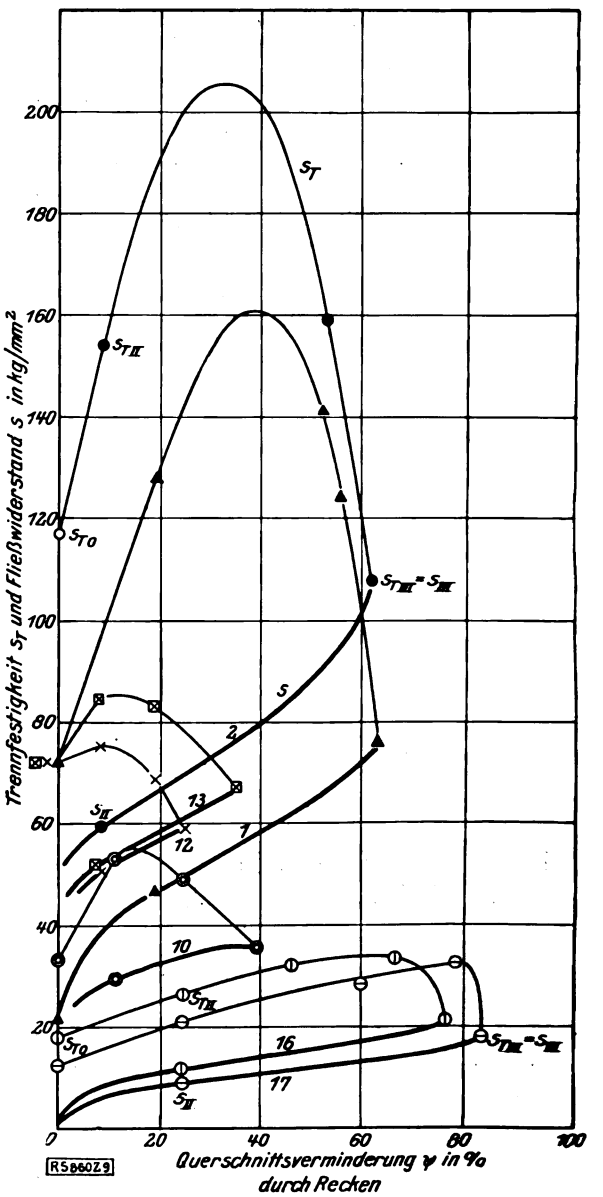


Abb. 9. Trennwiderstand und Fließwiderstand beim Recken von Zugstäben verschiedener Werkstoffe (vgl. Abb. 10).

als der Schnittpunkt beider Kurven andeutet. Dies würde aber grundsätzlich an den geschilderten Vorgängen nichts ändern.

Entsprechend den Änderungen der Trennfestigkeitswerte gewinnen nun beide Dehnungsformen eine gesonderte Bedeutung: Die kristalline Streckung ist mit der Steigerungsfähigkeit der Trennfestigkeit und damit auch mit der Verfestigungsfähigkeit des Stoffes verbunden. Die Einschnürung hängt mit der Neigung des Stoffes zur Herabminderung der Trennfestigkeit infolge banaler Verformungen zusammen.

Digitized by Google

Da die Trennfestigkeit die oberste Grenze möglicher Festigkeit des Stoffes unter wechselnden Beanspruchungsarten darstellt, so kann man die Verfestigungsfähigkeit der Werkstoffe durch denjenigen Grad s_{TII} der Trennfestigkeit ausdrücken, den ein bis zum Einschnürbeginn vorgereckter Stoff erreicht hat. Es ist nach Abb. 10:

$$s_{TII} = s_{T_0}(1 + \psi_{II} \operatorname{tg}\beta);$$

s_{T_0} bedeutet die Trennfestigkeit im Ausgangszustand. Nach Abb. 11 ist

$$s_{T_0} = \sigma_B(1 + 100 \operatorname{tg}\alpha).$$

Mithin

$$s_{TII} = \sigma_B(1 + 100 \operatorname{tg}\alpha)(1 + \psi_{II} \operatorname{tg}\beta).$$

D. h. die Trennfestigkeit im gereckten Zustand hängt von vier Stoffkonstanten ab: Vom Gleitwiderstand σ_B = Zugfestigkeit, von der Streckung ψ_{II}, vom Zunahmeverhältnis $\operatorname{tg}\alpha$ (Trennungsfaktor) zwischen Gleitwiderstand und Trennwiderstand und vom Zunahmeverhältnis $\operatorname{tg}\beta$ (Verfestigungsfaktor) zwischen Trennwiderstand des ungereckten und des gereckten Stoffes. Die Größen $\operatorname{tg}\alpha$ und $\operatorname{tg}\beta$ sind nicht voneinander abhängig wie aus der verschiedenen Einordnung der behandelten Werkstoffe nach beiden Begriffen in Abb. 10 bzw. 11 hervorgeht.

Es folgt nun, daß:

$$\psi_{II} = \frac{s_{TII} - s_{T_0}}{s_{T_0}} \cot\beta$$

ist, was bedeutet, daß die Größe der Streckung eines Stoffes gleich seiner Trennfestigkeitszunahme während des Streckens dividiert durch seinen Verfestigungsfaktor ist, d. h. von seinen Kohäsionseigenschaften abhängt.

In Abb. 12 ist der weitere Verlauf der Trennfestigkeitsänderung im Einschnürgebiet dargestellt. Es sind alle Kräfte auf $s_{TII} = 1$ bezogen. Die Querschnittsänderungen zählen in Prozenten, ausgehend vom Querschnitt bei Einschnürbeginn. Die Kurven der Trennfestigkeitswerte schließen sich tangential an die durch Abb. 10 gegebenen Graden an, deren Richtungswinkel wegen des anderen Maßstabes jetzt mit β' bezeichnet werden soll. Da die Verfestigung als unabhängig von der Art der Verformung betrachtet wird[1], könnte man annehmen, daß die Zunahme der Trennfestigkeit auch weiterhin geradlinig verlaufen würde. Da sie jedoch einen Höchstwert durchschreitet, so kommt man zu der Schlußfolgerung, daß die weitere Verfestigung von einer gleichzeitig einsetzenden Zerrüttungsvorgang, der einer Trennfestigkeitsabnahme entspricht, überdeckt wird. Der Unterschied zwischen dem bei einer bestimmten Einschnürung ψ'_x aus der geradlinigen Verlängerung zu errechnenden Verfestigungswert $1 + \psi'_x \operatorname{tg}\beta'$ und dem aus der Kurve zu entnehmenden Trennfestigkeitswert $\frac{s_{Tx}}{s_{TII}}$ ergibt:

$$Z_x = 1 + \psi'_x \operatorname{tg}\beta' - \frac{s_{Tx}}{s_{TII}}$$

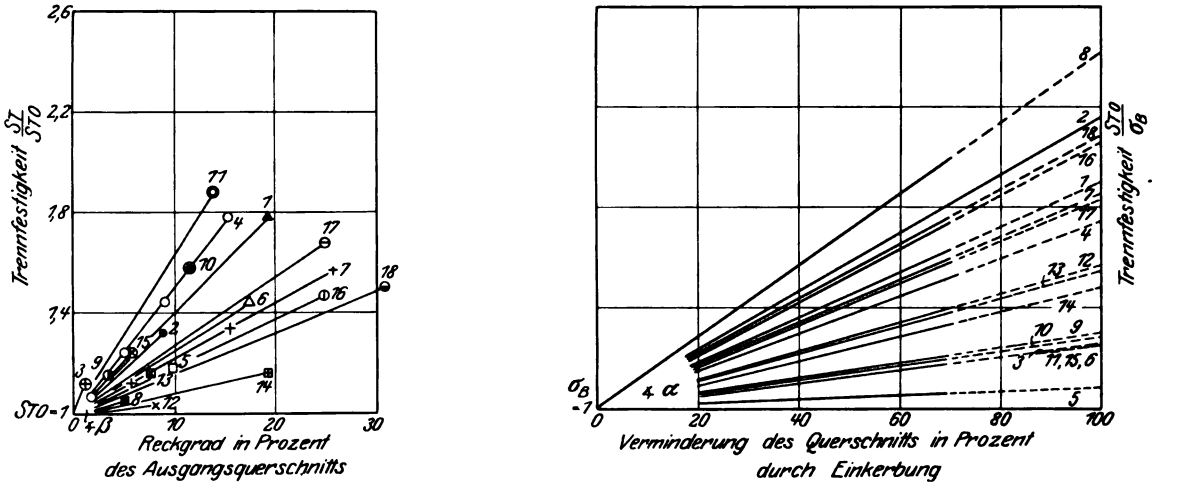


Abb. 10 und 11. Trennfestigkeitszunahme im Gebiet der Streckung und Festigkeitszunahme bei Einkerbung.

Werkstoffe: *1, 2, 3* = Flußstahl geglüht, 800°, 1200° abgeschreckt; *4* = Baustahl 48; *5* = Tiegelgußstahl 0,5–0,6% C; *6* = Ms 58; *7,8* = Kupfer geglüht bzw. hartgezogen; *9* = Magnesium; *10, 11* = Duralumin 681b geglüht; *12, 13* = desgl. veredelt; *14* = Lautal V. L.W. 14; *15* = Elektron AZM; *16* = handelsübliches Reinaluminium; *17, 18* = Aluminium 99,9% geglüht, von der Aluminium Co. of Am. (Probe 17 war durch Umgießen porös geworden).

Es ist, was bedeutet, daß die Größe der Streckung eines Stoffes gleich seiner Trennfestigkeitszunahme während des Streckens dividiert durch seinen Verfestigungsfaktor ist, d. h. von seinen Kohäsionseigenschaften abhängt.

als Maß für die Zerrüttung des Stoffes bei diesem Einschnürungsgrad. Werden mit zunehmender Einschnürung die Zerrüttungswerte in Abb. 13 aufgetragen, so erhält man Kurven des Zerrüttungseinflusses beim Einschnüren, die nach irgendeinem Gesetz $z = F(\psi')$ verlaufen mögen. Für das Einschnürungsmaß erhält man:

$$\psi'_x = \left(\frac{s_{Tx} - s_{TII}}{s_{TII}} - F(\psi')\right) \cot\beta'.$$

Um hieraus die reine örtliche Brucheinschnürung ψ'_{III} zu erhalten, wäre an Stelle s_{Tx} der entsprechende Wert s_{TIII}, oder, wenn man sich mit einem angenäherten Ergebnis begnügen will, die wahre Zugspannung s_{III} einzusetzen.

Die örtliche Brucheinschnürung eines Werkstoffes ergibt sich demnach aus dem Unterschied zwischen seiner Trennfestigkeitszunahme und Zerrüttung während des Einschnürens, dividiert durch den Verfestigungsfaktor und ist mithin ebenfalls von seinen Kohäsionseigenschaften abhängig.

[1] P. Ludwik, Elem. der Technol. Mechanik, Berlin 1909.

Digitized by Google

Die Größe der Streckung ist entgegen der geläufigen Anschauung allein kein Maßstab für die Verfestigungsfähigkeit, sondern der Verfestigungsfaktor tg β spielt die ausschlaggebende Rolle. Kleine Streckungen mit großer Verfestigung sind nach Abb. 10 ebenso häufig, wie große Streckungen mit kleiner Verfestigung. Der Wert der Streckung liegt daher nicht in ihrer zahlenmäßigen Größe.

Eine große örtliche Einschnürung läßt hingegen immer darauf schließen, daß das Zusammenwirken von Verfestigung und Zerrüttung günstig ist. Der Wert der Einschnürung liegt daher in seiner zahlenmäßigen Größe auch schon deshalb, weil mit ihr die gesamte Verformungsfähigkeit erschöpft ist.

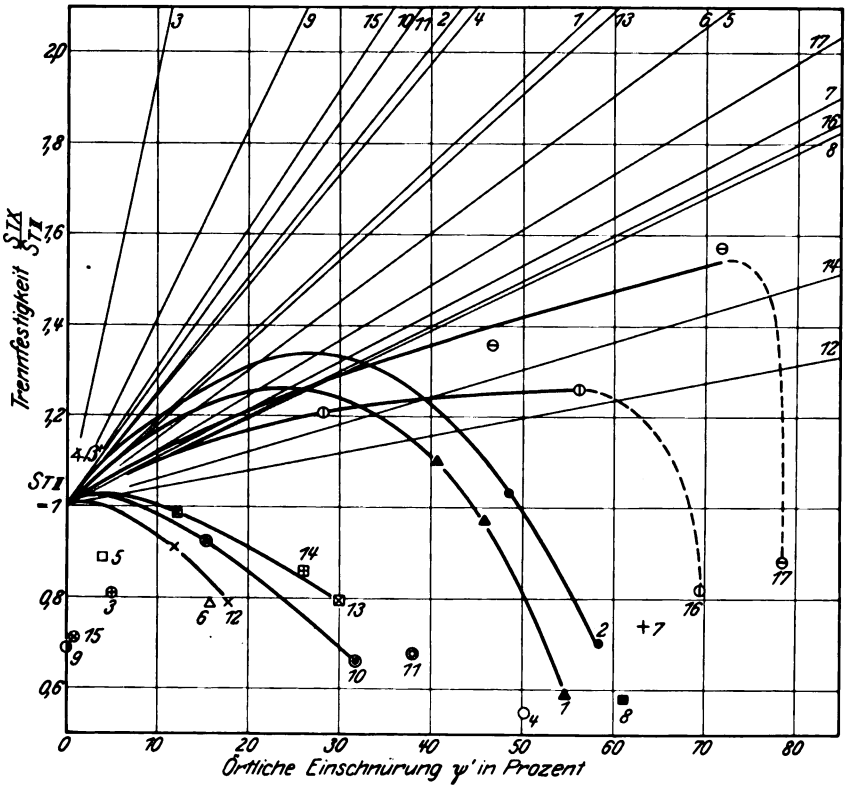


Abb. 12. Trennfestigkeitsverlauf im Gebiete der örtlichen Einschnürung. Werkstoffe siehe Abb. 10.

aus nicht so selbstverständlich, weil die Kerbzähigkeit eine Arbeitsgröße darstellt, die bei Stoffen gleicher Dehnfähigkeit für den festeren den größeren Wert erwarten lassen sollte. Nun ist aber schon an Hand der Abb. 7 erläutert worden, daß erfahrungsgemäß beim plastischen Biegevorgang der festere Stoff beim gleichen Biegewinkel eine größere Verformung an der meist gedehnten Stelle erleidet als der weniger feste, woraus unmittelbar folgt, daß bei letzterem die Verformung sich dafür um so weiter nach den Schenkelenden zu erstrecken muß. Der festere Werkstoff bricht mithin bei kleinerem verformten Gesamtvolumen als der weniger feste, selbst, wenn das am Zugstab gemessene Dehnvermögen für beide Stoffe gleich ist. Diese Wirkung wird mit der Schärfe der Einkerbung und der Größe der Schlaggeschwindigkeit vermehrt und sie hebt den Einfluß der Festigkeit auf den Arbeitswert auf. Nur so ist es erklärlich, daß in so vielen Fällen die Kerbzähigkeit ähnlich der Brucheinschnürung verläuft und der Einfluß der Festigkeit aufgehoben ist.

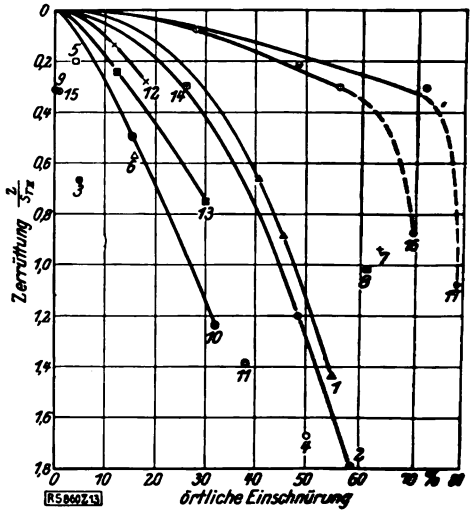


Abb. 13. Zerrüttungsverlauf im Gebiete der örtlichen Einschnürung ψ' Werkstoffe s. Abb. 10.

Beziehungen der Bruchdehnung zu dynamischen und Arbeitsgrößen.

Kerbzähigkeit. Sind ungünstige Prüfungsverhältnisse in bezug auf Probengestalt, Schlaggeschwindigkeit und Temperatur vorhanden, so kann der Formänderungswiderstand soweit ansteigen, daß er die Trennfestigkeit ohne vorangehende Verformung erreicht. Es entsteht alsdann der spröde Bruch und die vorhandene gute statische Dehnfähigkeit des Stoffes hat so gut wie keine Bedeutung. Dieser Fall tritt häufig bei Stählen und bei Zink ein, bei denen es eine Hoch- und Tieflage der Kerbzähigkeit gibt und bei denen, wenigstens bei Eintritt der Tieflage, die Kerbschlagprobe etwas gänzlich anderes ergibt als die Bruchdehnung des Zugversuches erwarten lassen sollte.

Bei Eintritt der Hochlage und bei fast allen Nichteisenmetallen verläuft aber die Kerbzähigkeit ähnlich der Bruchquerschnittsverminderung ψ_{III}. Das ist durch-

Nicht die absolute Festigkeit, wohl aber das Größenverhältnis zwischen Trennwiderstand und Fließwiderstand hat auf die Größe des verformten Volumens in der Nachbarschaft des Kerbs ausschlaggebenden Einfluß. Dies Verhältnis ist nicht nur im ungünstigen Sinne beim spröden Bruch des Stahles wirksam, sondern auch im günstigen Sinne bei guter Vergütung auf Kerbzähigkeit. Wird nämlich durch entsprechende Vergütung auch bei verringertem statischen Dehnvermögen dies Verhältnis günstiger, so kann die Kerbzähigkeit trotz geringer statischer Dehnung sehr hoch ausfallen.

Wegen dieser Zusammenhänge ist die Beobachtung des statischen Dehnvermögens im Vergleich mit der Kerbzähigkeit für die Prüfmethodik sehr wichtig. Die Abweichungen der Kerbzähigkeit von einer sehr gut zu ermittelnden Gesetzmäßigkeit zwischen Bruchquerschnittsverminderung des Zugstabes und der Kerbzähigkeit in der Hochlage bei geglühten Werkstoffen ver-

Digitized by Google

mögen Klarheit über die Ursachen zu geringer oder guter Kerbzähigkeit zu geben, wobei Strukturveränderungen sei es diejenigen der Kaltverformung, Vergütung, Überhitzung, ferner der Einfluß der Prüftemperatur auf den dynamischen Verformungswiderstand deutlich zutage treten[1].

Die Bruchquerschnittsverminderung ψ_{III} ist ein Ausgangsmaßstab, nach welchem starke Abweichungen der dynamischen von den statischen Vorgängen mit Hilfe der Kerbschlagprobe zu erkennen sind. Ursache solcher Abweichungen ist die Veränderlichkeit des Verhältnisses zwischen Trennwiderstand und Fließwiderstand.

Schwingungsfestigkeit. Nach neueren Untersuchungen[2] ist es von gleicher Wirkung, ob die Ermüdungsarbeit eines Werkstoffes aus vielen kleinen sich summierenden plastischen Verformungen sich zusammensetzt oder aus einer einzigen großen hervorgeht, wie sie beim Zerreißen des Zugstabes auftritt. Man kann somit auch annehmen, daß der in den Abb. 9, 12, 13 dargestellte Zerrüttungsvorgang im Fließkegel auch schon bei kleinsten plastischen Hin- und Herschiebungen eintritt, sobald deren Häufigkeit groß genug ist. Dies erklärt, daß eine Zerrüttung auch bei Belastungen auftreten kann, die wesentlich kleiner als die Zugfestigkeit sind[3]. In diesem Falle spricht man von der Ermüdung des Werkstoffes. Für die Höhe der Schwingungsfestigkeit spielt aber außerdem die Veränderlichkeit des Verformungswiderstandes und die Verfestigung eine Rolle, so daß man aus dem Dehnungsvermögen kaum Schlüsse auf die Schwingungsfestigkeit ziehen kann. Auch wenn man die „Dämpfung" als plastischen Verformungsanteil bei der Schwingung ansieht, so lehrt doch die Erfahrung, daß ihr Vorhandensein nicht von der Größe des statischen Verformungsvermögens abhängt.

Wechselschlagzahl. Bei verhältnismäßig großen Fallgewichten ordnen sich die Stoffe hinsichtlich ihrer Wechselschlagzahl nach der Kerbzähigkeit ein, bei geringeren Fallgewichten tritt die Ermüdung in Erscheinung und die Schlagzahl wird sich etwa nach der Höhe der E-Grenze oder Streckgrenze richten. Dies sei in Abb. 14 durch einige Stichversuche erläutert. Daß bei diesen Vorgängen die Dehnung hinsichtlich der Beurteilung kaum eine Rolle spielen kann, wird sofort klar.

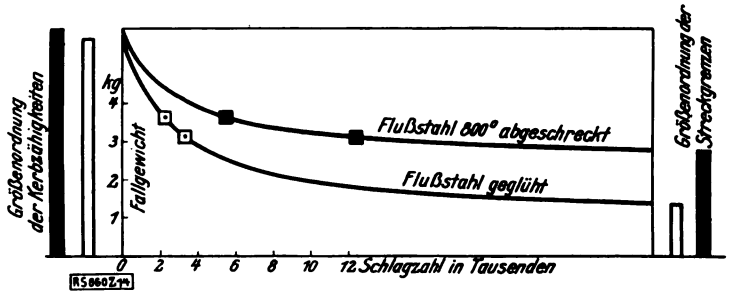


Abb. 14. Beziehungen der Wechselschlagzahl unter Verwendung verschiedener Fallgewichte zur Kerbzähigkeit und Streck- oder Elastizitätsgrenze.

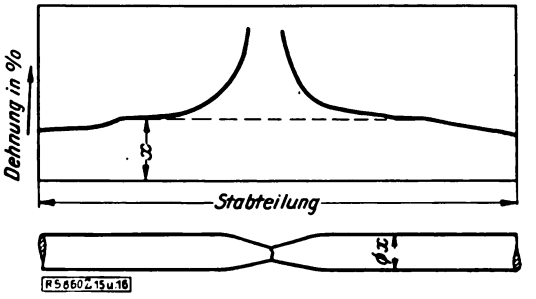


Abb. 15 und 16. Ermittlung der Streckung im Dehnungsbild der Stabteile bei x oder als Durchmessermessung am Stabrest bei x.

Prüfbewertung und Prüfpraxis.

Aus der vergleichenden Gegenüberstellung vom Zugversuch mit der Faltprobe und Verwindungsprobe ging hervor, daß ein dehnfähiger Werkstoff fähig ist, mehrere hundert Prozent linearer Dehnung zu ertragen. Der Begriff der Bruchdehnung δ_{10} vermag aber nur etwa ein Zehntel davon anzuzeigen. Wenn hierdurch schon die zahlenmäßige Bewertung der Plastizität durch die Dehnung δ_{10} unklar wird, so ordnet sie ferner die Werkstoffe nicht nach ihrer wahren Dehnfähigkeit richtig ein, weil die hierfür wichtigere Einschnürdehnung dem Zahlenmaß nach vernachlässigt und die Streckung zum größeren Anteile bewertet wird. Die so wichtige Tatsache, daß bei den Werkstoffen der Anteil von Streckung und örtlicher Einschnürung am Gesamtwert der Dehnung den Gütegrad bedingt, kommt in der linearen Bruchdehnung δ_{10} gar nicht zur Geltung. Von zwei Stoffen gleicher linearer Bruchdehnung kann der eine ohne Fließkegel, der andere bei stark ausgeprägtem Fließkegel brechen. Der letztere erweist sich bei verschiedenartiger statischer Beanspruchung weit verformungsfähiger als ersterer, der zudem bei dynamischer Beanspruchung sich gänzlich spröde verhalten wird.

Aus älteren einschlägigen Schriften, besonders von Martens und Considère kann man ersehen, daß die Unvollkommenheit des linearen Dehnungsbegriffes damals schon erkannt war, daß aber aus praktischen Gründen die Einfachheit und Klarheit der Begriffsbestimmung sowie der methodischen Ermittlung im Vordergrund stand. Bei den heutigen gesteigerten Anforderungen hinsichtlich der Werkstoffkenntnis und Ausnutzung kann die Kennziffer δ_{10} allein nicht mehr genügen. Es sei in diesem Sinne auch auf die Anschauungen von P. Ludwick[1] und G. Sachs[2] verwiesen.

Ein Schritt vorwärts ist damit getan, daß neben der linearen Dehnung δ_{10} stets auch die Bruchquerschnittsverminderung ψ_{III} festgestellt wird, wie dies im Staat-

[1] W. Kuntze: Metallwirtsch. Bd. 8. S. 992 u. 1011. 1929; Arch. Eisenhüttenwes. Bd. 2, S. 583. 1929. Vgl. auch S. 44 u. 27.

[2] Karl Ljungberg: Tekn. Tidskr., S. 409. 1928, vgl. Z. V. d. I. Bd. 73, S. 830. 1929.

[3] W. Kuntze: Z. V. d. I. Bd. 72, S. 1488 bis 1492. 1928. Vgl. auch S. 17.

[1] Z. Metallkunde Bd. 16, S. 207. 1924.

[2] Sachs-Fiek: Der Zugversuch. Akad. Verlagsges. Leipzig 1926.

Digitized by Google

lichen Materialprüfungsamt seit Jahren geschieht. Leider ist dieser Grundsatz in den meisten der vorherrschenden Lieferungsvorschriften und Abnahmebedingungen noch nicht enthalten.

Auch bei Verfolgung dieser Regel kommt die Unterteilung der Gesamtverformung in örtliche Einschnürung und Streckung noch nicht klar genug zum Vorschein. Es wäre daher zu begrüßen, wenn auch die Ausmessung des Stabquerschnittes nach erschöpfter Streckung allgemein Eingang fände. Diese Messung, die einfacherweise nach dem Zugversuch in der Mitte zwischen Kopf und Bruchstelle am längeren Stabrest (bei x in Abb. 16) erfolgen kann, ermöglicht die Ermittlung der Streckung sowohl als lineares als auch als Querschnittsmaß nach Gleichung 3 und 1, der örtlichen Einschnürung nach Gleichung 2. Die größte Gesamtdehnung wäre aus der Gesamtquerschnittsverminderung nach Gleichung 4 zu ermitteln. Außer diesen Werten kann dann die Angabe von δ_{10} weiterhin beibehalten werden. Bei Ausmessung der einzelnen Teilintervalle über die ganze Stablänge hinweg, läßt sich nach graphischer Auftragung der Dehnung über den einzelnen Teilintervallen auch nach Abb. 15 bei x die Streckung in Prozenten entnehmen.

Bei der Prüfung von Blechen wird dies Verfahren durch den Einfluß der Probenbreite hinfällig[1]. Da für die Beurteilung der Eigenschaften von Blechen besonders die Einschnürfähigkeit von größter Bedeutung ist, so dürfte die gesonderte Messung der Einschnürfähigkeit oder ein Ersatz hierfür in irgendeiner Form zu erstreben sein, obgleich schon der Ermittlung von ψ_{III} bei Blechen große Schwierigkeiten im Wege stehen[2].

Bei Beachtung dieser Richtlinien muß mit der Möglichkeit gerechnet werden, daß manche Werkstoffe eine andere Bewertung ihrer Brauchbarkeit erfahren werden, als es unter Berücksichtigung der linearen Bruchdehnung δ_{10} der Fall ist.

Considère hat die Verhältniszahl δ_{II}/δ_{III} als Gütezahl und mithin die versuchstechnische Ermittlung beider Einzelwerte vorgeschlagen. Martens zweifelt deren Bedeutung nicht an, hält aber die Ermittlung von f_{II} für unsicher. Wenn auch eine gewisse Unsicherheit zugegeben werden muß, so bedeutet diese nichts gegenüber den Vorteilen bei der Gütebeurteilung, die mit einer Aufteilung des sehr willkürlichen Begriffes der linearen Bruchdehnung δ_l in die beiden Einzelkennziffern verbunden ist.

Die Güte eines Werkstoffes hängt weder von einer möglichst großen Gesamtdehnung noch Bruchquerschnittsverminderung ab (vgl. Ludwik a. a. O.). Die beste Vergütung entspricht erfahrungsgemäß einer verhältnismäßig geringen Streckung, verbunden mit einer großen Einschnürung; also zusammengenommen bei einer nicht sehr großen Bruchdehnung δ_{10}. Diese Erfahrung ist bei den Erzeugern von Werkzeug- und Sonderstählen schon längst Allgemeingut geworden, sie sollte auch durch den Konstrukteur, insbesondere bei Verwendung hochwertiger Verbindungsteile geringer Abmessungen, Beobachtung finden[1].

Die Sicherheit einer Konstruktion sowohl im Gebiete der Bauwerke als auch der Maschinen liegt nicht in der Gesamtgröße der Bruchdehnung, sondern in der Verfestigungsfähigkeit des Werkstoffes, die — am vergüteten oder legierten Werkstoff — bei kleinerer Streckung meist größer ist als im Zustande größter Streckung oder auch größter Bruchdehnung. Wird hierdurch sehr schnell ein Kräfteausgleich zwischen einem durch Überbeanspruchung nur geringfügig gerecktem Konstruktionsteil und dem unversehrten geschaffen, so bietet ein großes örtliches Einschnürvermögen bei meist gleichzeitig hoher Kerbzähigkeit die Sicherheit gegen den gefahrvollen spröden Bruch. Es ist allerdings durch Versuche stets nachzuprüfen, ob die Hochlage im praktischen Temperaturbereich liegt. Daß bei besonderer Vergütung auf Kerbzähigkeit auch kleinen Einschnürungen große Kerbzähigkeitswerte entsprechen können, wurde schon erwähnt. Die Gefahr könnte dann statischer Natur sein, wenn größere Verformungen zu erwarten wären, was aber meist nicht der Fall ist, da für statische Beanspruchungen die Rechnungsgrundlagen sicherer sind.

Für die Sicherheit gegen Schwingungen spielt die Dehnfähigkeit, wie schon erwähnt wurde, keine Rolle, auch ist die Schwingungsfestigkeit nach bisherigen Ermittlungen wenig von Strukturveränderungen abhängig. Eine auffallende Tatsache ist ferner, daß bei Werkstücken, die unter angeblichen Schwingungsbeanspruchungen gebrochen waren, bei der Nachprüfung meist eine gute Schwingungsfestigkeit, aber zu geringe Kerbzähigkeit gefunden wurde.

Da mit der Streckung die Verfestigungsfähigkeit eng zusammenhängt, liegt es nahe, der Streckung die Hauptbedeutung für die Güte eines Werkstoffes zuzuschreiben. Diese Auffassung ist an und für sich richtig. Es gibt aber wenige der wichtigen Baustoffe, deren Streckung 30% übersteigt. Dieses Maß ist so gering, daß es an gefährlichen Querschnitten bei gefahrbringender Beanspruchung, z. B. Kerbwirkung und Biegen, örtlich schnell zu überwinden ist. Tritt dann, wenn keine örtliche Einschnürfähigkeit da ist, die Zerrüttung unmittelbar hinterher ein, so ist trotz vorhandener guter Streckung der Bruch nicht aufzuhalten. Auf diese Weise ist beispielsweise der verfrühte Bruch der eingeklammerten Duraluminprobe in Abb. 6 zu erklären, bei welcher an einer eingeritzten Teilmarke die örtliche Überschreitung der Streckung auftrat, bevor die zu erwartende Biegefähigkeit der ganzen Probe erreicht war. Wenn örtliche starke Verformungen besonders bei Querschnittsübergängen möglich sind, so ist eine gute örtliche Einschnürung unbedingt erforderlich.

Zu warnen ist davor, sehr stark plastisch beanspruchte Werkstücke durch Ausglühen wieder in den Ausgangszustand versetzen zu wollen. Eine eingetretene Zerrüttung ist durch Ausglühen nicht wieder zu beseitigen. Bei einer hartgezogenen und weichen Kupferstange, die nach Zahlentafel 1 und Abb. 17 eine Verwin-

[1] G. Sachs und W. Stenzel: Metallwirtsch. Bd. 8, S. 547 bis 556. 1929.

[2] W. Kuntze und G. Sachs: Stahleisen Bd. 47, S. 219. 1927. Mitt. Sonderh. III. 1927.

[1] W. Kuntze: Z. V. d. I. Bd. 73, S. 471 bis 649. 1929. Vgl. auch S. 35.

Digitized by Google

dungsdehnung von 354 bzw. 517% aufwiesen, betrug diese nach darauf folgendem Ausglühen 50 bzw. 20%, also nur $^1/_7$ bzw. $^1/_{18}$ des ursprünglichen Wertes. Bemerkenswert ist, daß hierbei die vorher stärker verwundene Probe durch Zerrüttung am meisten eingebüßt hatte[1].

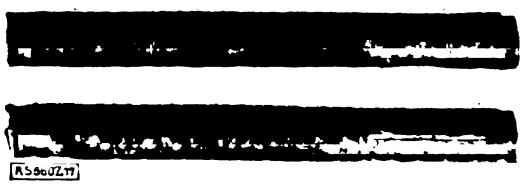


Abb. 17. Verwindungsspiralen an einer harten und weichen (oben bzw. unten) Kupferprobe (enge Spiralen) und an den nach der ersten Verwindung ausgeglühten Proben (weite Spiralen).

Dem ehemaligen Präsidenten des Staatl. Materialprüfungsamtes und Direktor des K. W. I. für Metallforschung, Herrn Unterstaatssekretär a. D. Prof. Dipl.-Ing. W. v. Moellendorff schulde ich besonderen Dank für die Zuwendung von Geldmitteln für Forschungszwecke, die teilweise für die vorliegenden Versuche verwendet wurden.

Gleichzeitig möchte ich an dieser Stelle der Firma Berg-Heckmann-Selve A.-G. und des Herrn Oberingenieur W. Wunder im AEG-Kabelwerk, Oberspree, dankend Erwähnung tun, die durch Materialbeschaffung und Bearbeitung die Untersuchung unterstützen halfen.

Zusammenfassung.

Es wird auf die Unzulänglichkeit der linearen Bruchdehnung δ_{10} für die Beurteilung der Güte der Werkstoffe hingewiesen. Die plastische Biege- und Verwindefähigkeit kann nur nach der Gesamteinschnürung ψ_{III} und besonders der aus dieser zu errechnenden maximalen linearen Dehnung δ_{III} nicht aber nach der Bruchdehnung δ_{10} beurteilt werden.

Unter Zerlegung der Gesamtdehnung in „Streckung" und „örtliche Einschnürung" wird nachgewiesen, daß mit ersterer eine Verfestigung oder Erhöhung der Trennfestigkeit, mit der örtlichen Einschnürung dagegen eine Zerrüttung (Ermüdung) oder Herabsetzung der Trennfestigkeit verbunden ist.

Zur Bewertung der Streckung genügt nicht allein ihre Größe; denn diese ist meist zu gering, um plastische Überbeanspruchungen örtlicher Natur auszugleichen. Wichtiger ist der Verfestigungsgrad, der bei kleiner Streckung also auch kleinem δ_{10} häufig größer ist als bei großer. Eine große örtliche Einschnürung, die auch in einem kleinen δ_{10} enthalten sein kann, schützt dagegen vor zu früher Zerrüttung des Kohäsionswiderstandes und damit vor dem Bruch.

Es wird gefolgert, daß der Grundsatz: Größte lineare Bruchdehnung δ_{10} bedeutet Sicherheit gegen Bruchgefahr — nicht richtig ist.

Es muß damit gerechnet werden, daß manche Werkstoffe unter Festlegung beider Einzelbegriffe eine andere Bewertung ihrer Brauchbarkeit erfahren als unter Berücksichtigung der linearen Bruchdehnung. Der methodischen Ermittlung beider Dehnungsbegriffe stehen keine Schwierigkeiten im Wege, da nur eine einzige weitere Querschnittsmessung hierzu erforderlich ist.

Für dynamische Kennziffern wie Kerbzähigkeit, Schwingungsfestigkeit, Wechselschlagzahl spielt neben der Fließgrenze und ihrer Veränderlichkeit die Trennfestigkeit und ihre Zerrüttung eine Rolle.

[1] Vgl. auch K. Laute und G. Sachs: Z. V. d. I. Bd. 72, S. 1188. 1928.

Über die Kerbgefahr.

Von **W. Kuntze**[1].

Die Anschauungen über die Auswirkungen der Kerbe auf Festigkeit und Bruch sind heute immer noch einander widersprechend. Vorherrschend ist die Meinung, daß infolge der nachgewiesenen örtlichen Spannungserhöhung im Kerbgrund der Bruch hier so zeitig beginnt, daß die mittlere Festigkeit des ganzen Querschnitts geringer bleibt, als wenn keine Kerbe vorhanden wäre[2].

Die Anschauung des festigkeitsvermindernden Einflusses ungleichmäßiger Spannungsverteilung hat vor allem C. von Bach[3] vertreten und sie auch durch Versuche mit Gußeisen belegt, das um so geringere Festigkeit ergab, je tiefer die Einkerbung war. Bei zähen Metallen wird dieser Vorgang nach C. von Bach allerdings von einer festigkeitserhöhenden Einwirkung überdeckt, infolge Behinderung der Querzusammenziehung in der Kerbe wird nämlich der Gleitwiderstand und damit die Festigkeit erhöht.

Dieser Eigenschaft wird in der Praxis bei der Bemessung zäher Werkstücke nicht Rechnung getragen, vermutlich, weil man über das Ausmaß der Festigkeitserhöhung keinen Anhalt hat und besonders bei erhöhter Beanspruchung hinzutretende schädliche Einflüsse, wie unberechenbare Biegung oder Schlagwirkung fürchtet. Die Werkstücke werden also meist nur auf Grund einer angenommenen festigkeitsmindernden Einwirkung bemessen, indem man entsprechend der Spannungserhöhung im Kerbgrund die zulässige Beanspruchung herabsetzt, um einen Ausgleich zu schaffen.

Abhängigkeit größter Randspannungen von Kerbform und Tiefe.

Hinsichtlich der Spannungserhöhung im Kerb stützt man sich auf die Erfahrungen, die teils theoretisch, teils versuchsmäßig vorliegen. Sie beziehen sich zum größeren Anteile auf die kreisrunde Kerbe, die in der Gestalt von Bohrungen, von Randkerben, von abgesetzten oder

[1] Original: Z. V. d. I. Bd. 74, S. 78 bis 82. 1930.

[2] Einschlägige Literaturangaben über die Kerbwirkung siehe F. Laszlo: Z. V. d. I. Bd. 72, S. 851. 1928; W. Schwinning: Z. V. d. I. Bd. 73, S. 321. 1929 und A. Wewerka: Masch.-B.-Zg. Bd. 8, S. 33. 1929.

[3] Elastizität und Festigkeit. Berlin: Julius Springer 1924.

Digitized by Google

gerillten Wellen mehrfach untersucht worden ist. Aus der Betrachtung dieser Kerbform ist nun häufig die irrige Meinung entstanden, daß grundsätzlich Einkerbungen geringer Tiefe einen größeren Kerbeffekt erzielen als tiefe. Aus der Tatsache nämlich, daß die gelochte unendlich große Platte unabhängig von der Größe des Lochhalbmessers einen sich gleichbleibenden Größtwert tangentialer Randspannungen an der Bohrung aufweist,

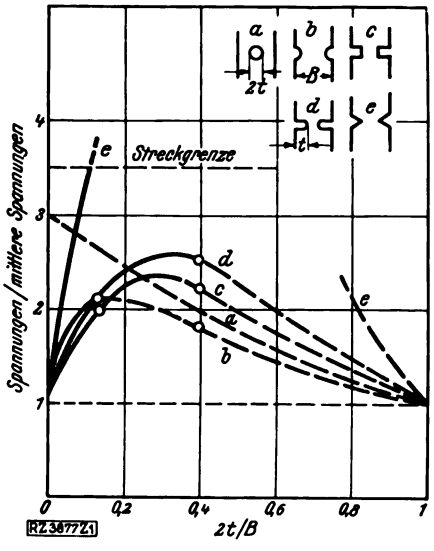


Abb. 1. Veränderlichkeit der elastischen Anspannungen im Kerbengrund mit zunehmender Kerbtiefe bei unveränderter durchschnittlicher Zugspannung von Flachstäben.

a = nach Peterson; *b*, *c*, *d*, *e* = nach Preuß; vgl. A. Wewerka und F. Laszlo[1]). Bei Stabform *c* und *d* bleibt die Kerbbreite unveränderlich. Spannungslinie *e* wird durch Eintritt der Plastizität unterbrochen.

wird häufig geschlossen, daß ihr in der Wirkung eine endliche Platte mit unendlich kleiner Bohrung gleichzusetzen ist. Dies veranschaulicht Linie *a*, Abb. 1, in der der Spannungswert an der Bohrung vom Halbmesser Null gleich der größten Randspannung der gelochten unendlichen Platte bei einachsigem äußeren Kraftangriff angenommen worden ist, vgl. A. Wewerka und F. Laszlo[1].

Dieser Ansatz ist im mathematischen Sinne unmöglich und es ist auch praktisch nicht ausdenkbar, daß die Bohrung vom Halbmesser Null den Spannungsgrößwert aufweisen soll, vielmehr muß, wenn keine Bohrung da ist, der geringere mittlere Spannungswert vorhanden sein. Der Anfangsverlauf der Linie *a* müßte daher wie die Linie *b* einen Anstieg aufweisen. Der Abfall der Spannungen bei darauffolgender tieferer Einkerbung folgt aus der nunmehr eintretenden, verhältnismäßigen Verflachung der Kerbe, wie dies Abb. 2 an einem Flachstab mit halbkreisförmiger Randkerbe darstellt; eine sehr tiefe Kreiskerbe erzeugt, wie das durch Schraffierung deutlich gemacht ist, fast wieder den Ausgangszustand ohne Kerbe, und die Spannungen müßten sich der mittleren Zugspannung des ungekerbten Stabes nähern. Bei den Kerbformen *c* und *d*, Abb. 1, tritt die Spannungserhöhung

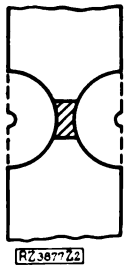


Abb. 2. Schematische Darstellung der Abnahme der Kerbwirkung mit der Kerbtiefe bei halbkreisförmiger Einkerbung.

[1] Siehe Fußnote 2, S. 71.

bis zu tieferer Einkerbung hin auf, wie sich leicht aus den Versuchen von Preuß entnehmen läßt. Bei der Form *e*, Abb. 1, ist der noch später eintretende Abfall nur durch die kreisförmige Unschärfe des Schneidestahles bedingt. Außerdem wird hier der elastische Spannungsanstieg vorzeitig durch die eintretende Plastizität gestört. Nur die stark ausgezogenen Spannungslinien entsprechen demnach der eigentlichen zunehmenden Kerbwirkung mit der Kerbtiefe, wohingegen der abfallende (gestrichelte) Linienzug aus der verhältnismäßigen Verflachung der Kerbform folgt.

Verschiedenartiger Einfluß größter Kerbspannungen bei Zug und Biegung auf die Festigkeit.

Gleichen Verlauf nehmen die Zugfestigkeitswerte spitzwinklig eingekerbter Proben aus verschiedenen Werkstoffen nach Abb. 3. Hier ist der Beginn des Abfalles wegen des Flächenmaßstabes in der Abszisse

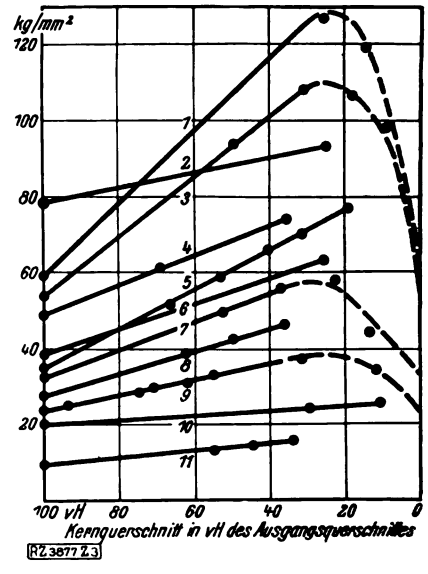


Abb. 3. Zugfestigkeitsverlauf bei Verminderung des tragenden Querschnitts infolge spitzwinkliger, eingedrehter Einkerbung (60°) von Proben mit kreisrundem Querschnitt.

Werkstoffe:
1 = Flußstahl bei 800° abgeschreckt und gereckt; *2* = desgl. bei 1200° abgeschreckt; *3* = desgl. gereckt; *4* = Stahl 48; *5* = Kupfer hartgezogen; *6* = Flußstahl geglüht; *7* = Kupfer gereckt; *8* = Elektrolyteisen; *9* = Kupfer geglüht; *10* = Magnesium; *11* = Aluminium.

formell weiter nach rechts verschoben. Der Festigkeitsabfall bei geringeren Kernquerschnitten als 30% des Ausgangsquerschnittes konnte als Folge der Kerbunschärfe nachgewiesen werden. Wenn auch die spitzwinklige Kerbe nicht die praktisch häufigste ist, so ist sie für eine planmäßige Untersuchung zunehmender Kerbwirkung doch sehr geeignet.

Die Frage, deren Beantwortung die Praxis am meisten angeht, ist, ob die aus der Kerbung folgende, ungleichmäßige Spannungsverteilung festigkeitsmindernd wirkt, denn die dahingehende Annahme bildet ja heute die Grundlage für die Bemessung. An Gußeisenzugstäben, die spitzwinklig mit 60° eingekerbt waren, ergab sich nun das in Abb. 4a eingezeichnete Ergebnis: die Festigkeit nahm mit der Kerbtiefe erst ab und dann wieder zu. Bei sehr tiefer Einkerbung, einer Flächenverminderung von 82% entsprechend, ergab sich wieder die gleiche Festigkeit wie am ungekerbten Zugstab. Dieses mit

Digitized by Google

Rücksicht auf die herkömmliche Anschauung verwunderliche Ergebnis widerspricht den Folgerungen von C. von Bach, dessen Versuche mit verhältnismäßig schwach gekerbten Proben nur das Gebiet des Festigkeitsabfalles getroffen haben mögen.

Als Ursache des anfänglichen Festigkeitsabfalles ergab sich nun nicht die Spannungserhöhung an der Kerbe bei Zugbeanspruchung, sondern die große Empfindsamkeit des Gußeisens gegenüber zusätzlicher Biegung, die trotz sorgfältiger Einspannung mit Gewindekopf auftrat. Nimmt man die Unebenheit der Auflagerung in den Gewindegängen von Schrauben verschiedener Größe als etwa gleich groß an, so müßte eine Schraubeneinspannung größeren Durchmessers eine geringere Durchbiegung des Zugstabes erzeugen. Ferner ist ein bestimmtes Maß der Durchbiegung bei einem möglichst kleinen Stabquerschnitt am ungefährlichsten. Es konnte also der biegende

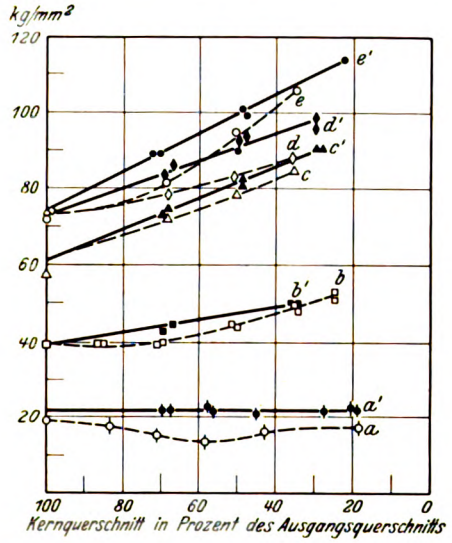


Abb. 4. Zugfestigkeitsverlauf bei Verminderung des tragenden Querschnitts infolge spitzwinkliger, eingedrehter Einkerbung (60°), ermittelt an verschiedenen Probenformen mit kreisrundem Querschnitt.

– – – – = Probenform I oder II Abb. 5.
——— = Probenform III Abb. 5.

Werkstoffe:

a, *a'* = Gußeisen ($\psi = 0$); *b*, *b'* = Duralumin ($\psi = 30\%$); *c*, *c'* = Kohlenstoffstahl, 0,2% C, 1% Mn ($\psi = 56\%$); *d*, *d'* = Kohlenstoffstahl, 0,7% C ($\psi = 12\%$); *e*, *e'* = Kohlenstoffstahl 0,7% C ($\psi = 51\%$).

Einfluß bei Verringerung des Stabquerschnittes und Vergrößerung des Gewindequerschnittes auf ein Mindestmaß herabgedrückt werden. In Abb. 5 ist die verbesserte Probenform neben solchen der ursprünglichen dargestellt. Die mit der günstigeren Probenform III, Abb. 5, erzielten Festigkeitswerte sind in Abb. 4a' eingetragen. Es ergibt sich hieraus einwandfrei, daß eine symmetrisch gekerbte Probe aus einem im technologischen Sinne spröden Werkstoff bei reiner Zugbeanspruchung keine Festigkeitsverminderung infolge ungleichmäßiger Spannungsverteilung über dem Querschnitt erfährt.

Die Aufklärung dieser, eine langjährige Anschauung widerlegende Erscheinung soll an dieser Stelle nicht endgültig gegeben werden. Zu vermuten ist aber, daß das Gußeisen an der Bruchstelle immer noch so viel örtliche Plastizität aufzubringen vermag, daß ein Ausgleich der im Kernquerschnitt unterschiedlichen Spannungsverteilung ermöglicht wird[1]. Bei dieser Auffassung ständen die vorliegenden Versuchsergebnisse in keinem Widerspruch zur Griffithschen Bruchtheorie, die bei Vorhandensein von Rissen eine verminderte Zerreißfestigkeit spröder Stoffe aus der Oberflächenspannung ableitet und eine mögliche Abhängigkeit der Oberflächenspannung von der Verformung kristalliner Stoffe nicht mit einbezieht[2].

In der Konstruktionspraxis wäre dann grundsätzlich, da man mit spröderen Werkstoffen als Gußeisen nicht zu arbeiten pflegt, bei statischer und auch bei Schlagbeanspruchung die Gefahr nicht in der Spannungserhöhung im Kerbengrund zu suchen. Die zäheren Werkstoffe zeigen dementsprechend je nach ihrer Eigenart einen sehr unterschiedlichen Festigkeitsanstig mit zunehmender Tiefe der Einkerbung, Abb. 3. In gleichem unterschiedlichen Maßstabe wird mit zunehmender Kerbwirkung auch der Eintritt geringer plastischer Verformungen (0,2%-Grenze) nach höheren Lasten zu verschoben[3].

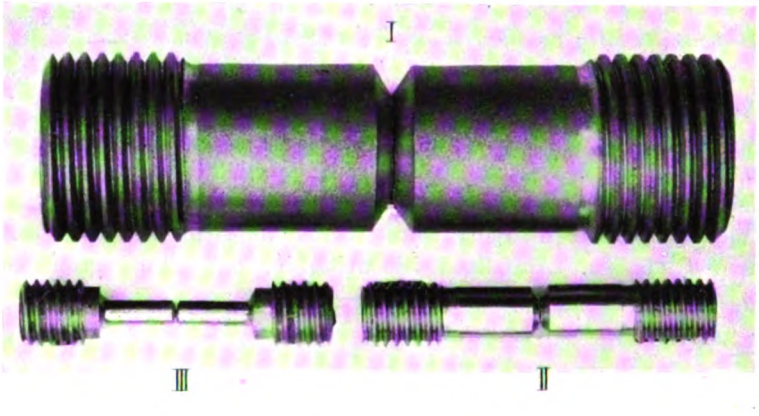


Abb. 5. Probenformen für Kerbzugproben.
I und III für Gußeisen; II und III für Kohlenstoffstahl, Messing und Duralumin; Form III hat größeren Gewindequerschnitt im Vergleich zum Kernquerschnitt der Kerbung als I und II.

Anders ist die zusätzliche Biegung zu bewerten. Bei ihr ist eine erheblich größere Plastizität zum Spannungsausgleich erforderlich. Hier birgt die Kerbung eine große Gefahr. So zeigen denn auch zähe Stoffe, bei denen die Kerbe unter Zugbeanspruchung an sich stark festigkeitserhöhend wirkt, einen verminderten Einfluß zusätzlicher Biegung auf die Festigkeit. In Abb. 4 sind Duralumin und drei Stähle, in gleicher Weise wie Gußeisen, mit zwei Probenformen nach Abb. 5 untersucht worden. Die nachteiligen Einflüsse (Linien *b*, *c*, *d* und *e*, Abb. 4) waren, wenn auch im geringeren Maße, selbst noch bei einem Werkstoff bis zu einem Einschnürvermögen von $\psi = 56\%$ (entsprechend einer linearen Längenzunahme von 130%) vorhanden. In jedem der vier untersuchten Fälle erschien bei Verwendung der

[1] A. Leon: Z. V. d. I. Bd. 61, S. 215. 1917. Auch Poren in Aluminiumspritzguß führen zu keinem Versagen im Sinne einer Kerbgefahr. Vgl. Frommer, W. Kuntze und G. Sachs: Z. V. d. I. Bd. 73, S. 1609. 1929.

[2] Vgl. Handb. der Phys. Bd. 6, S. 455. Berlin 1928.

[3] C. von Bach: a. a. O., P. Ludwik und Scheu: Stahl und Eisen Bd. 43, S. 999. 1923. H. Flößner: Diss. Dresden 1927.

Digitized by Google

verbesserten Probe die gesetzmäßige lineare Beziehung zwischen Festigkeit und Kerbtiefe wieder (Linien b', c', d' und e', Abb. 4), die bei Biegebeeinflussung in einer nach unten gekrümmten Kurve verlief. Aus diesen

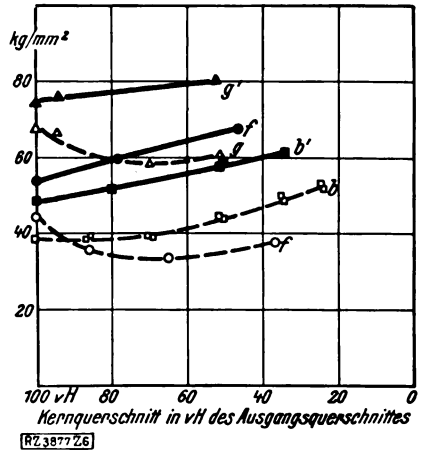


Abb. 6. Zugfestigkeitsverlauf bei Verminderung des tragenden Querschnitts infolge spitzwinkliger, eingedrehter Einkerbung (60°) beim gereckten (b', f', g') und ungereckten (b, f, g) Werkstoff. Probenform I oder II nach Abb. 5.
Werkstoffe:
b = Duralumin 681 b; f = Schraubenmessing geglüht; g = Tiegelgußstahl 0,5 bis 0,6% C.

Versuchen wäre zu schließen, daß breite Konstruktionsteile, bei denen Einkerbungen in größerem Abstande von der Achse des Kraftverlaufs als bei schmalen liegen, leicht eine Festigkeitsminderung infolge hinzutretender unübersichtlicher Biegung selbst bei Symmetrie erfahren können. Auffallend ist weiterhin, daß nach

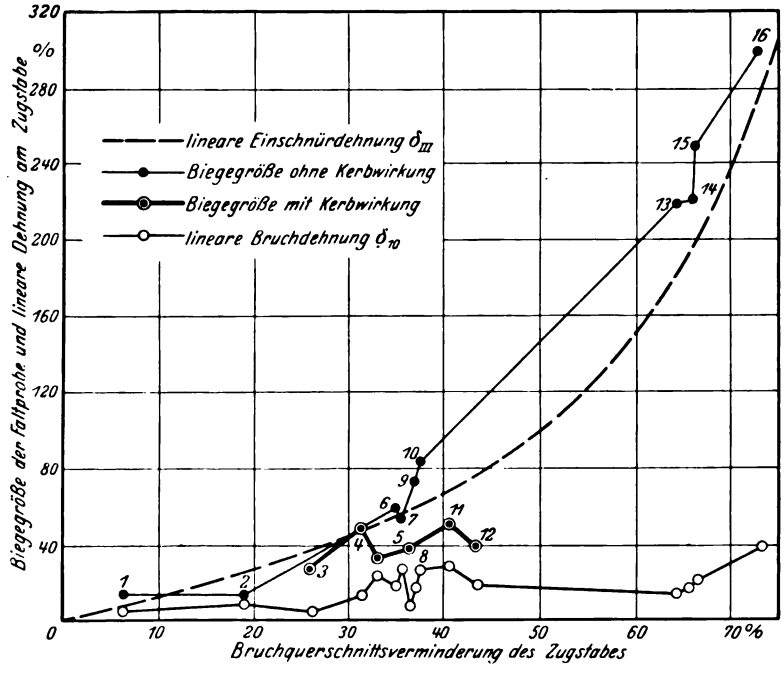


Abb. 7. Einfluß von Kerben (Rissen) auf die Biegegröße.
Werkstoffe:
1 = Elektron AZM geglüht; *2* = Elektron AZM; *3* = Lautal gereckt; *7*, *5*, *10*, *11* = Lautal; *6*, *4*, *9*, *12* = Duralumin, 681 b; *8* = Duralumin gereckt, 681 b gereckt; *13* bis *16* = Flußstahl mit verschiedener Vorbehandlung.

Abb. 6 der stark gereckte Werkstoff im Gegensatz zum ungereckten diese durch Biegung erzeugte Festigkeitsverminderung der Kerbzugprobe nicht aufwies. Auch diese Feststellung dürfte im Gegensatz zur geläufigen Anschauung stehen, die ja in einem stark vorgereckten Werkstoff unter allen Umständen die größere Gefahr sieht. Es ist aber durch das starke Recken die Trennfestigkeit gegenüber der Zugfestigkeit erheblich größer geworden, so daß hierbei die zusätzliche Biegung nicht zur Gefahr werden konnte.

Umgekehrt konnte der äußerst nachteilige Einfluß geringster Einkerbungen unter Biegebeanspruchung bei der Faltprobe nachgewiesen werden. In Abb. 7, in der die Biegegröße (d. i. die angenähert aus dem Krümmungshalbmesser berechnete größte Dehnung in der meistgezogenen Faser[1]) nach der Einschnürung von Zugstäben gleichen Werkstoffes eingeordnet ist, finden sich zwei Linienzüge, die einmal die beim Bruch oder Anbruch erreichte Biegegröße von Proben verbindet, welche in einer eingeritzten Teilmarke brachen und dann solcher Proben, bei denen der Bruch nicht von einer Teilmarke ausging, Abb. 8. Die letzte Linie liegt wesentlich über der ersten. Da sich ferner der Sollwert der Biegegröße annähernd aus der Gesamteinschnürung des zum Vergleich herangezogenen Zugstabes errechnen läßt:

$$Bg = \delta_{III} = 100\left(\frac{100}{100-\psi} - 1\right)^2,$$

so ersieht man unter gleichzeitiger Betrachtung der δ_{III}-Linie, daß bei den nicht von einer Teilmarke beeinflußten Brüchen der Werkstoff sein Dehnungsvermögen wie beim Zugversuch voll ausgenutzt hat, bei den in der Teilmarke gebrochenen Proben aber nicht. Hier wurde ein ungünstiger Kerbeinfluß noch bei Werkstoffen mit einem Gesamteinschnürvermögen von $\psi = 44\%$ (entsprechend einer linearen Längenzunahme von 80%) beobachtet.

Bedeutung der Güte für die Sicherheit bei Einkerbungen.

Es ergab sich, daß bei der Ausschaltung jeder äußeren Momentenwirkung die lediglich aus der Kerbform entstehende Spannungserhöhung am Kerbengrund keine Festigkeitsminderung hervorruft. Mithin dürfte auch kein Anlaß vorliegen, die elastizitätstheoretisch begründete Spannungserhöhung in der Kerbe als gültige Grundlage für die Bemessung bei den verschiedensten Werkstoffen heranzuziehen[3]. Dies könnte bei sehr zähen Stoffen einen unnötig hohen, also unwirtschaftlichen, bei weniger zähen einen zu niedrigen, also ge-

[1] K. Memmler: Materialprüfungswesen. Sammlung Göschen 1930; Das Materialprüfungswesen, S. 76. Stuttgart: Ferd. Enke 1924; W. Kuntze: Mitt. Materialpr.-Amt. S. 281. 1922.

[2] W. Kuntze: Z. Metallkunde Bd. 22. Nr. 1, S. 14. 1930. Vgl. auch S. 61.

[3] In diesem Zusammenhange sei an die einschlägigen Schriften von P. Ludwik, die — neben denjenigen von Rejtö — mir viel Anregung boten, erinnert. Folgende seien besonders erwähnt: Zäh oder spröd. Metallwirtsch. Bd. 8. S. 872. 1929; Bruchgefahr und Materialprüfung, E. M. P. A. Ber. 13. 1928; Die Bedeutung des Gleit- und Reißwiderstandes für die Werkstoffprüfung. Z. V. d. I. Bd. 71, S. 1532. 1927.

Digitized by Google

fährlichen Sicherheitsgrad bedeuten, indem die gefährlichen Einflüsse zusätzlicher Biegung auf gekerbte Werkstücke dadurch nicht mit Sicherheit abzuwenden sind. Ein gesonderter, zahlenmäßiger Sicherheitsfaktor für die Kerbe, der erfahrungsgemäß am besten der Festigkeit zuzuordnen ist, wäre nur bei Wechselbeanspruchungen gerechtfertigt, weil hier kleine plastische Verformungen zerstörend wirken. Selbst da, wo nur wiederholte Entlastungen vorkommen, dürfte die plastische Dehnung im Kerbengrund durch die überwiegenden umkehrbaren elastischen Kräfte im Gesamtquerschnitt eine Umkehr in plastische Zusammendrückungen erfahren, so daß bei einfachen Entlastungen der Gesamtachse auslöst. Man kann sich dieselbe Wirkung auch so vorstellen, daß bei angenommenen, unveränderten Schubkräften die Verschiebung ja nicht nur den aktiven Kernquerschnitt, sondern auch den überstehenden Werkstoff überwinden müßte, wie das in Abb. 9 durch gestrichelt gezeichnete Schubebenen angedeutet worden ist. Es entspräche dann einer großen Schubfläche und mithin großen Schubkraft ein geringer aktiver Kernquerschnitt, woraus die hohe, auf diesen Querschnitt bezogene spezifische Festigkeit erklärlich wird, die schließlich hoch genug ansteigen kann, um die Trennfestigkeit zu überwinden. Das Versagen tritt also nicht bei Überwindung einer Zugfestigkeit von der Größenordnung derjenigen des Zugstabes, sondern bei einer höheren oder gar erst bei Erreichen der Trennfestigkeit ein.

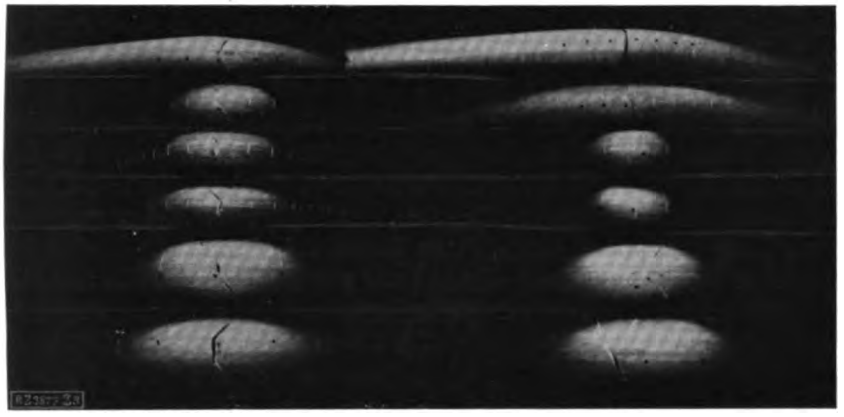


Abb. 8. Faltproben, Werkstoffe s. Abb. 7.
Links, in einer Teilmarke, angebrochene Proben, von oben nach unten: Nr. *3, 11, 12,* 8, *4, 5.*
Rechts, außerhalb einer Teilmarke, angebrochene Proben, von oben nach unten: Nr. *2, 1, 10, 9, 6, 7.*

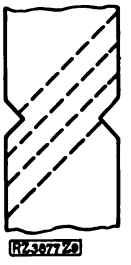


Abb. 9. Schematischer Vergleich zwischen Größe der Schubflächen und der Reißfläche.

konstruktion eine plastische Wechselbeanspruchung im Kerbengrund entsteht. Die Gefahr hängt aber von den sehr verschiedenen Ermüdungsneigungen der Werkstoffe ab.

Dies Forschungsgebiet ist im Werden, und es können darüber noch keine endgültigen Regeln gegeben werden. Im übrigen aber ist, wenn sich Auswirkungen von Biegung oder Schlagwirkung in der Kerbe nicht errechnen lassen, der Sicherheitsgrad nur in der Güte und tieferen Erkenntnis der Werkstoffeigenschaften zu suchen[1]. Wie groß die Möglichkeiten sind, den Werkstoff nach seiner Güte oder Vergütung mit Hilfe der mechanischen Werkstoffprüfung richtig zu kennzeichnen — ohne nach herkömmlicher Geflogenheit die Güte nur immer in höchster Festigkeit oder größter Dehnung zu sehen — soll hier noch eine kurze Würdigung finden.

Da für das Auftreten ungleichmäßiger Spannungsverteilungen am gekerbten Querschnitt Dehnungsunterschiede von nur elastischen Ausmaßen verantwortlich zu machen sind, so ist zum Ausgleich nur eine äußerst geringe Plastizität erforderlich, die örtlich im Kerbgrund auftritt. Sämtliche neuen Fließtheorien ergeben nun, daß beim räumlichen Spannungszustand höhere Normalspannungen gleichen Vorzeichens ertragen werden können als beim einachsigen, so daß die Festigkeit bei Einkerbungen steigen muß. Der mehrachsige Spannungszustand wird dadurch erzeugt, daß der am Kerb überstehende Werkstoff die Querzusammenziehung des Kernes hindert und dadurch Kräfte senkrecht zur Zug-

[1] G. Sachs: Z. V. d. I. Bd. 70, S. 1167. 1926.

Während nun die Zugbeanspruchung die an der Kerbe auftretenden unterschiedlichen elastischen Anspannungen durch geringe Plastizität auszugleichen sind, kann ein äußeres Biegemoment durch Plastizität wohl gemindert, aber nicht sofort beseitigt werden. Außerdem kann, wenn eine Kerbe vorhanden ist, ein Biegemoment nicht durch die Dehnung des ganzen Werkstückes ausgeglichen werden, sondern die zum Ausgleich notwendige Verformung konzentriert sich auf die Kerbe. Hierzu ist, bei Unberechenbarkeit der örtlichen Kräfte, eine erhebliche Plastizität erforderlich. Da die lineare Gleichmaßdehnung (Streckung) der gebräuchlichen Werkstoffe meist unter 30% verbleibt, so ist anzunehmen, daß das Streckvermögen im Kerbengrund bald aufgebraucht ist. Und wenn alsdann der Werkstoff keine genügende Einschnürdehnung besitzt, so ist der Bruch schnell eingetreten.

Vergegenwärtigt man sich, daß einer Querschnittsverminderung von 60% in der engsten Stelle des eingeschnürten Zugstabes eine lineare Dehnung von 150% entspricht, so erkennt man leicht, welchen Rückhalt eine gute Einschnürung bedeutet. Weiterhin ersieht man, daß es von Nachteil ist, die Werkstoffe hier etwa nur nach der linearen Bruchdehnung zu beurteilen, denn aus ihr lassen sich die wahren Verformungsmöglichkeiten nicht entnehmen, vgl. Abb. 7. Eine etwaige Einschnürung käme dabei zum Nachteil für den Werkstoff nicht genügend zum Ausdruck, oder, falls keine Einschnürung vorhanden ist, würde eine gute Bruchdehnung eine Gefahr bei Verwendung des be-

Digitized by Google

treffenden Werkstoffes für gekerbte Konstruktionsteile bedeuten[1].

So ergab, wie aus einer früher durchgeführten Arbeit[2] zu ersehen ist, eine bei 800° abgeschreckte Schraube aus Flußstahl den günstigen Biegewinkel von 120° bei einer gleichzeitigen Streckung des Zugstabes von nur 9,5%, aber einer Querschnittsverminderung von 62% (= 160% örtlicher, linearer Dehnung). Die Kerbzähigkeit der abgeschreckten Probe war reichlich ebenso hoch als diejenige der ausgeglühten, und die Wechselschlagzahlen verhielten sich bei einem Schlaggewicht von 3,142 kg wie 12354 zu 3299. Berücksichtigt man außerdem, daß die Zugfestigkeiten am Zugstabe sich wie 54:38, an der Schraube wie 70:47 verhielten, so ist die allseitige Güte bei der betreffenden Vorbehandlung, die der günstigsten Trennfestigkeit entsprach, in die Augen springend.

Für die Beurteilung gekerbter Werkstücke unter Schlag bilden die neueren Ergebnisse der Kerbzähigkeitsforschung eine unmittelbare Grundlage. Aus ihnen erfahren wir, daß selbst eine gute Einschnürung nicht immer eine Gewähr gegen Schlagsprödigkeit bildet und daß anderseits bei geringer statischer Einschnürfähigkeit die Schlagarbeit hoch ausfallen kann. Hier reichen

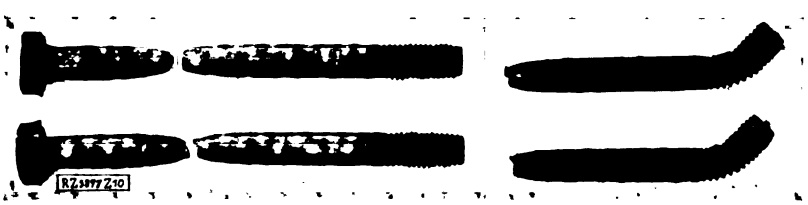


Abb. 10. Zugproben und Schlagbiegeproben von Schraubenbolzen mit gewalztem Gewinde, 7 mm Dmr.

die geläufigen methodischen Maßstäbe nicht mehr zur Beurteilung aus. Letzten Endes kommt es immer auf das Ansteigeverhältnis des dynamischen Verformungswiderstandes[3] und auf eine im Vergleich hierzu möglichst hohe Trennfestigkeit an[4]. Letztere ist von der Geschwindigkeit unabhängig. Ob die dynamischen Verformungsverhältnisse ungünstig liegen, zeigt sich, wenn trotz guter statischer Einschnürung ein Tiefgebiet der Kerbzähigkeit vorhanden ist. Eine Prüfung der Lage eines etwaigen Tiefgebietes durch Kerbzähigkeitsprüfungen bei verschiedenen Temperaturen ist daher immer angebracht[5]. Im geringen Maße kaltverformte Werkstoffe erleiden immer eine erhebliche Einbuße an Kerbzähigkeit, weil das Verhältnis Trennfestigkeit zu Fließgrenze ungünstiger wird als im Ausgangszustand.

Bei Beurteilung der günstigen Vergütung spielt also neben der örtlichen Einschnürung die Trennfestigkeit eine wichtige Rolle[1]. Wenn schon aus dem genannten Beispiel an geglühtem und abgeschrecktem Flußstahl und mehr noch aus laufenden Versuchen hervorgeht, daß die Sicherheit bei unübersichtlicher Inanspruchnahme gekerbter Werkstücke infolge Dauerbeanspruchung[2], Schlagwirkung oder Biegung durch eine günstige Trennfestigkeit am besten gewährleistet ist, so darf man schon von einem Vorteil der Einkerbung sprechen, indem nämlich die Festigkeit in ihr bei bester Vergütung verhältnismäßig mehr steigt als die Festigkeit des ungekerbten Zugstabes. Dies bedeutet, daß die in Abb. 3 eingezeichneten Linien bei einer möglichen Vergütung des Werkstoffes noch steiler ansteigen würden (Beispiel: Werkstoff 1 und 6, Abb. 3). Da dieser Anstieg nach der Trennfestigkeit zu verläuft, so wird das Verhältnis Trennfestigkeit zu Zugfestigkeit bei guter Vergütung größer.

Eine im Staatlichen Materialprüfungsamt, Berlin-Dahlem, durchgeführte Prüfung von stählernen Schraubenbolzen mit eingewalztem Gewinde führte zu nachstehendem Ergebnis. Es lagen zwei Lieferungen vor: eine solche, deren Inhalt bei einem Brande eine Erwärmung erlitten hatte und abgelöscht wurde, und eine andere mit Schraubenbolzen im normalen Zustande. Die einer Erwärmung und Abkühlung ausgesetzten Bolzen hatten an Festigkeit gewonnen. Sie brachen außerdem, wie Abb. 10 zeigt, beim Zugversuch im Schaft, obgleich dieser einen um 60% größeren Querschnitt als der Gewindekern aufwies.

Schlagbiegeversuche ergaben nach Abb. 10 einen äußerst kerbzähen Werkstoff, der im Pendelschlagwerk auch am Gewinde nicht durchgebrochen werden konnte. Da eine vorangehende Verformung eine nachfolgende Wärmevergütung begünstigen kann, so wurde durch die gegebenen Umstände das gewalzte Gewinde besser vergütet als der Schaft. Die gehobene Trennfestigkeit hatte zugleich eine gute Kerbzähigkeit und eine so gute Festigkeit im Gewindekern zur Folge, daß der Querschnittsunterschied zwischen Kern und Schaft mehr als ausgeglichen wurde. Die Vergütung ist demnach nicht nach der üblichen Festigkeit allein, sondern vornehmlich nach einer verhältnismäßig hohen Trennfestigkeit zu beurteilen, welche besonders in Kerben und bei Schlagwirkung hohe Beanspruchungen zuläßt.

Selbstverständlich darf eine höhere Beanspruchung nur dann zugelassen werden, wenn eingehende Prüfergebnisse, wie sie hier geschildert wurden, vorliegen. Eine auf diese Weise festgelegte Güte bedeutet einen zuverlässigeren Sicherheitsgrad als die bisher ausgeübte Bemessung nach den eingangs erwähnten Rechnungsgrundlagen aus der Elastizitätstheorie, die keine Grundlagen für das Verhalten des in der Einkerbung plastisch beanspruchten Werkstückes im Betriebe sind.

[1] Vgl. Anm. 2, S. 74.

[2] S. 35.

[3] F. Körber und H. A. von Storp: Mitt. Eisenforsch. Bd. 7, S. 81. 1925; Bd. 8, S. 127. 1926; W. Schwinning und K. Mathaes: Dt. Verb. f. d. Materialprüf. d. Techn. Nr. 78. 1927.

[4] P. Ludwik: a. a. O.; W. Kuntze: Arch. Eisenhüttenwesen Bd. 2, S. 109 u. 583. 1928/29. Vgl. auch S. 7 u. 27.

[5] W. Schwinning: a. a. O.; W. Kuntze: Metallwirtsch. Bd. 8, S. 992 u. 1011. 1929. Vgl. auch S. 44.

[1] Über die Durchführung eines gangbaren Ermittlungsverfahrens der Trennfestigkeitskennziffer und deren Einfluß auf den Vergütungsgrad sind Untersuchungen im Gange.

[2] W. Kuntze: Z. V. d. I. Bd. 72, S. 1488 bis 1492. 1929. Vgl. auch S. 17.

Digitized by Google

Wird an einer Stelle einer Konstruktion in einem der Berechnung nicht zugänglichen Maßstabe die übliche Zugfestigkeit überschritten, so ist derjenige Werkstoff der sicherste für diese Konstruktion, dessen die Zugfestigkeit am meisten übersteigende Trennfestigkeit

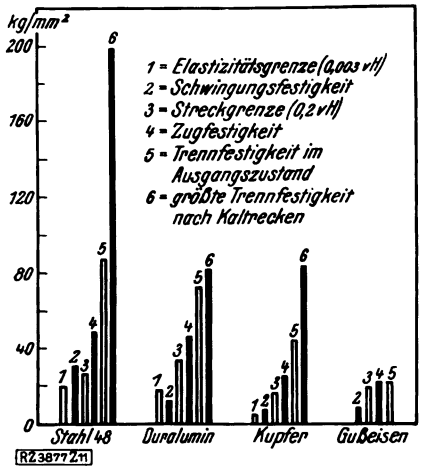


Abb. 11. Gegenüberstellung von Festigkeitskennziffern verschiedener Werkstoffe.

einen großen Spielraum für Überlastungen gewährt, Abb. 11. Von diesem Gesichtspunkt aus ist es möglich, daß bei gleicher Zugfestigkeit diejenigen Werkstoffe ohne Gefahr verhältnismäßig höher zu belasten wären, deren Trennfestigkeit wesentlich größer ist.

Zusammenfassung.

1. Die elastische Spannungsüberhöhung im Kerbengrund nimmt bei endlich begrenzten Körpern mit der geometrischen Kerbschärfe und Tiefe zu. Daher haben Kerben geringster Tiefe nicht, wie häufig angenommen wird, den stärksten Anstieg der Spannungen zur Folge.

2. Die Festigkeit spröder Werkstoffe bleibt unter reiner Zugbeanspruchung bei Einkerbungen zunehmender Tiefe gleich groß, diejenige zäher Stoffe steigt je nach der Stoffeigenart in sehr verschiedenem Maße an.

Die reine Zugfestigkeit erleidet demnach auch bei praktisch spröden Werkstoffen, wie Gußeisen, infolge Spannungserhöhung an der Kerbe keine Minderung. Eine festigkeitsmindernde Wirkung tritt nur infolge zusätzlicher Biegung ein und ist, wenn auch in geringerem Maße, noch bei verhältnismäßig zähen Werkstoffen bis zu einem Einschnürvermögen von $\psi = 56\%$ festgestellt worden.

3. Die Biegefähigkeit wird durch kleinste Risse selbst bei zähen Werkstoffen erheblich herabgesetzt. Diese Erscheinung wurde noch bei Werkstoffen bis zu einem Einschnürvermögen von $\psi = 44\%$ beobachtet.

4. Es wird gefolgert, daß für die Bemessung gekerbter Werkstücke die elastizitätstheoretische Spannungserhöhung keine Berechnungsgrundlage bilden kann. Auch deshalb, weil die Streckgrenze (0,2%) ebenso wie die Festigkeit mit der Kerbwirkung je nach dem Werkstoff in sehr verschiedenem Maße ansteigt. Breite Konstruktionsteile, bei denen Einkerbungen von der Achse des Kraftverlaufes weiter entfernt liegen als bei schmalen, unterliegen leicht einer Festigkeitsminderung infolge hinzutretender unübersichtlicher Biegung selbst bei zur Zugachse symmetrischen Einkerbungen.

5. Der Gefahr unberechenbarer, örtlicher Überanstrengungen, die unter Kerbwirkung bei statischer und dynamischer Beanspruchung entstehen, ist mit der „Güte" des Werkstoffes zu begegnen.

Die Kennzeichnung der Güte darf nicht allein nach der Zugfestigkeit und vor allem nicht nach der linearen Bruchdehnung δ_{10} erfolgen. Von den üblichen Dehnungsmaßen ist die Einschnürung (als ψ oder δ_{III}) heranzuziehen. Zur Ergänzung des Festigkeitsbegriffes ist die Trennfestigkeit erforderlich, da sie die Begrenzung möglicher Überbeanspruchung, die zum Bruch führt, festlegt.

Der Fließbeginn bei wechselnder Zug-Druckbeanspruchung.

Von **W. Kuntze** und **G. Sachs**[1].

Bauschinger teilte 1878 mit, daß durch eine plastische Verformung bei Umkehrung der Beanspruchung die Elastizitätsgrenze eines Stoffes auf 0 herabgedrückt wird. Der vollständige Effekt einer plastischen Verformung besteht jedoch nach neueren Untersuchungen, entsprechend Abb. 1, darin, daß der ganze Kurvenverlauf gegenüber der Ausgangskurve zunächst zu niedrigeren Spannungen herabgedrückt wird. Diese Erscheinung sei im folgenden kurz als Bauschingereffekt bezeichnet. Trotz dieser anfänglichen, scheinbaren Entfestigung im unteren Bereich der Kurve zeigt sich bei weiterer Anspannung, daß bei Fortführung der Verformung eine Verfestigung hinzutritt, da die neue Kurve nach einer vorangehenden Verformung von höchstens 1 bis 2% über die ursprüngliche hinaussteigt. Ferner konnte festgestellt werden, daß der Bauschingereffekt in starkem Maße mit der Größe der vorangegangenen Verformung von umgekehrter Richtung zunimmt. Während man also seit Bauschinger gewöhnlich nur mit der Tatsache rechnete, daß durch irgendeine plastische Verformung der elastische Bereich für die umgekehrte Beanspruchung verschwand, zeigte sich bei planmäßiger Verfolgung der Erscheinung, daß sämtliche konventionellen Grenzen (Elastizitätsgrenzen, Streckgrenze) entsprechend Abb. 2 je nach ihrer Abstufung und je nach der Größe der vorangegangenen Verformung in einer für jeden Stoff kennzeichnenden Weise verändert wurden[1]. Der Bauschingereffekt darf also heute nicht als eine einzelne Tatsache aufgefaßt werden, sondern als die Summe der Erscheinungen, über die uns die hier mitgeteilten Abbildungen noch weiteren Aufschluß geben werden.

Nach Abb. 2 sind schon kleine bleibende Verformungen in der Herabsetzung der Elastizitäts- und Streck-

[1] Original: Metallwirtschaft Bd. 9, S. 85—89. 1930.

[1] G. Sachs und H. Shoji, Z. Physik Bd. 45, S. 777—796. 1927; G. Sachs, Z. V. d. I. Bd. 71, S. 1511—1516.

Digitized by Google

grenze sehr wirksam. Weiterhin zeigt sich, daß der Effekt nach einer bestimmten Verformung, die bei verschiedenen Stoffen etwa zwischen 1 und 5% liegt, einen Höchstwert erreicht. Dementsprechend werden die Verformungskurven bei wechselnder Beanspruchung mit steigenden Belastungs- oder Verformungsamplituden bis zu einer bestimmten Grenze immer flacher, um danach wieder langsam aufzusteigen.

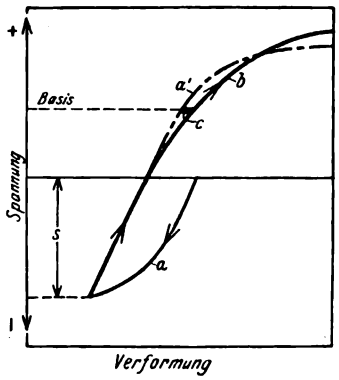


Abb. 1. Veränderung des Kurvenverlaufs durch eine vorangegangene Beanspruchung in umgekehrter Richtung. *a*, *a'* = ursprüngliche Kurve. *b* = veränderte Kurve nach der Belastung bis zur Spannung *s*. *c* = Unterschied bei einer bekannten Spannung (Basis).

In den genannten Versuchen wurde vorwiegend die Wirkung bleibender Verformungen zwischen rund $^1/_{10}$ und mehreren Prozenten verfolgt. Da aber neuerdings wieder insbesondere im Zusammenhang mit der mechanischen Schwingungsforschung das Gebiet kleinster Verformungen an der konventionellen Elastizitätsgrenze, das allgemeine Interesse in Anspruch nimmt, wurden weitere Zug-Druckversuche über den Bauschingereffekt nach sehr kleinen Verformungen durchgeführt.

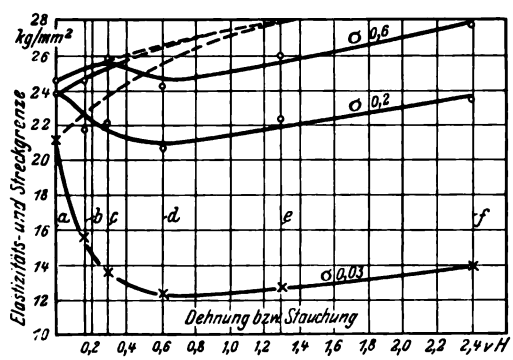


Abb. 2. Beeinflussung der Elastizitäts- und Streckgrenze von Duraluminium durch vorangegangene Verformungen in entgegengesetzter Richtung. (Gestrichelt ist die Veränderung bei gleichgerichteter Beanspruchung eingezeichnet.) *a* Druck, *b* Zug nach 0,168% Stauchung, *c* Druck nach 0,292% Dehnung, *d* Zug nach 0,611% Stauchung, *e* Druck nach 1,29% Dehnung, *f* Zug nach 2,42% Stauchung.

Zur Ausführung der Versuche wurde eine neue Einspannvorrichtung geschaffen, die in eine Zerreißmaschine eingesetzt, durch einfaches Einschrauben der Einspannbolzen in die Schraubenmutter *a* oder *b* Zug bzw. Druck zu übertragen gestattete (Abb. 3). Da der Prüfstab dabei in denselben geführten Einspannmuttern verblieb, war eine gleichbleibende gute Zentrierung gewährleistet. Die schematische Skizze zeigt die Apparatur in Druckstellung, und Abb. 4 gibt sie in eine Universalprüfmaschine eingebaut wieder. Die freie Länge des Prüfstabes war gleich dem 2,5- bis 3fachen Durchmesser gewählt worden.

Die Ausführung der Versuche erfolgte in der Weise, daß am Zug-Druckstab zunächst eine Belastung aufgebracht wurde, die unterhalb der Grenze der ersten, beim üblichen Zugversuch festgestellten, bleibenden Verformung blieb. Dann wurden entsprechend Abb. 5 Belastungswechsel mit allmählich gesteigerten Amplituden ausgeführt und dabei die Kurven der Gesamtverformungen, sowie die bleibenden Verformungen, soweit möglich mit Spiegelapparaten, verfolgt. Die Versuche wurden bis zu etwa 1 bis 3% bleibender Verformung durchgeführt, derart, daß die größtmöglichen Kurvenänderungen erfaßt werden konnten. Als anschauliches Maß für den Bauschingereffekt wurde diesmal, wie Abb. 1 und 6 veranschaulichen, die Abweichung der jedesmaligen Kurve von der ursprünglichen eingeführt. Dies muß natürlich, falls man eine Reihe aufeinanderfolgender Zug- bzw. Druckkurven miteinander vergleichen will, stets in der gleichen Spannungshöhe, im folgenden kurz „Basis" genannt, geschehen. Man bekommt dann einen Überblick über die stetige Veränderung des Bauschingereffektes, wenn man dieses Verformungsmaß als Abszisse senkrecht zur Amplitude der vorangegangenen, entgegengesetzt gerichteten Beanspruchung aufträgt (Abb. 6).

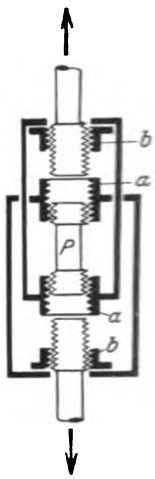


Abb. 3. Einspannvorrichtung für auswechselbare Zug-Druckbelastung (Bauart Kuntze).

Abb. 7 und 8 zeigen links die einzelnen aufeinanderfolgenden Verformungskurven bei wechselndem Zug (+) und Druck (—) für geglühtes und für gezogenes Kupfer, und rechts geben sie unsere hieraus ermittelten Kennkurven wieder. Abb. 9 bis 12 zeigen ferner diese Kurven für eine Anzahl weiterer Stoffe.

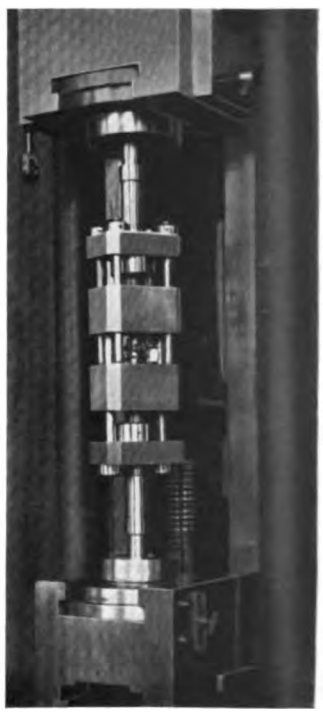


Abb. 4. Einspannvorrichtung für auswechselbare Zug-Druckbelastung (Bauart Kuntze).

Diese Kurven sagen also aus, bei welcher Beanspruchung ein Bauschingereffekt beginnt, und sie geben über die jeweilige Größe des Bauschingereffektes bei steigender Belastungsamplitude Auskunft. Wir erhalten durch diese Kurven ein Bild über das plastische Arbeiten eines Stoffes bei wechselnder Beanspruchung.

Bei sämtlichen Stoffen zeigt sich zunächst ein verhältnismäßig plötzliches Einsetzen des Effektes nach Überschreiten einer gewissen Spannung. Besonders bei

Digitized by Google

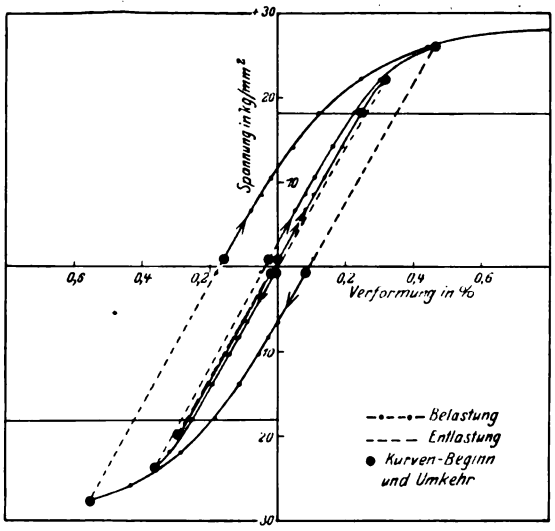


Abb. 5. Verformungskurven von veredeltem Duraluminium bei wechselnder Beanspruchung.

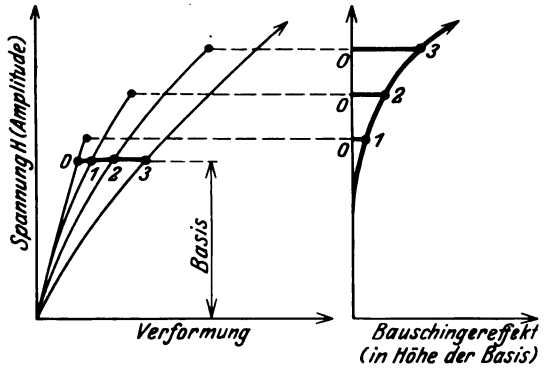


Abb. 6. Schematische Darstellung des Bauschingereffektes.

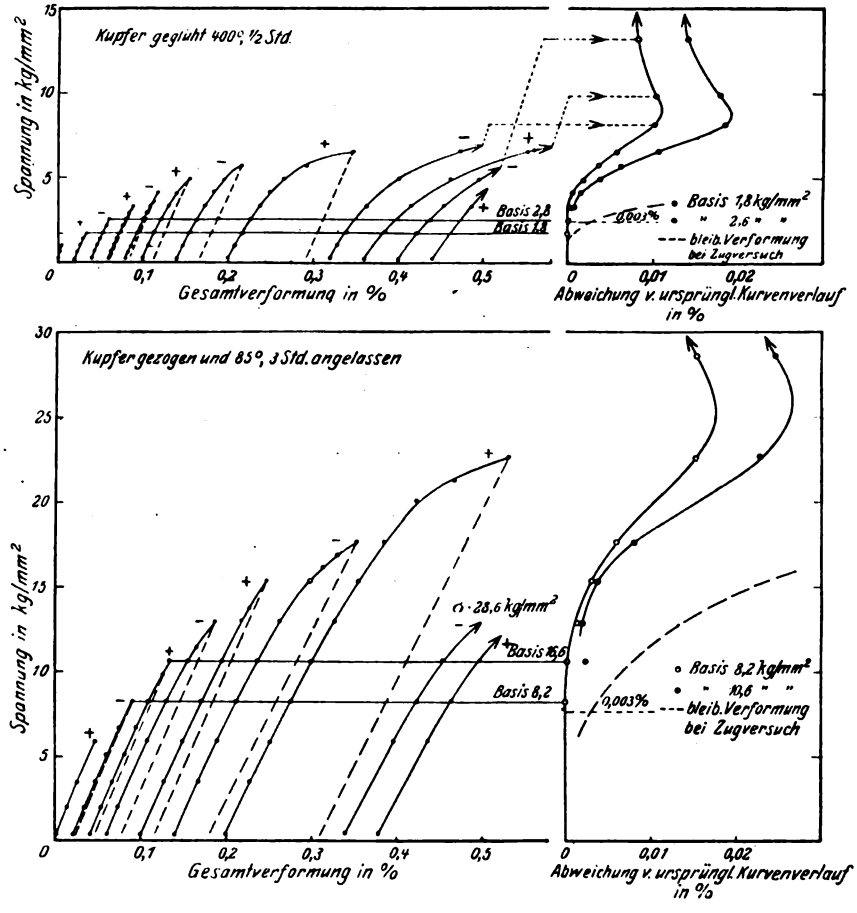


Abb. 7. u. 8. Bauschingereffekt bei Kupfer.

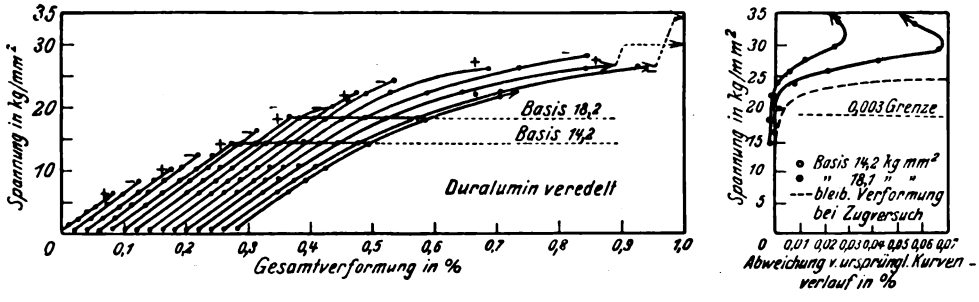


Abb. 9. Bauschingereffekt bei Duraluminium.

Digitized by Google

den Nichteisenmetallen sind die Kurven wesentlich schärfer gekrümmt als die zum Vergleich gestrichelt eingezeichneten Kurven bleibender Verformungen, die von Zugversuchen her bekannt waren. Man kann daher hier mit gewisser Berechtigung von einer neuen Spannungsgrenze sprechen, die den Beginn des Fließens bei wechselnder Beanspruchung anzeigt. Sie sei daher im folgenden mit „Wechselfließgrenze" bezeichnet.

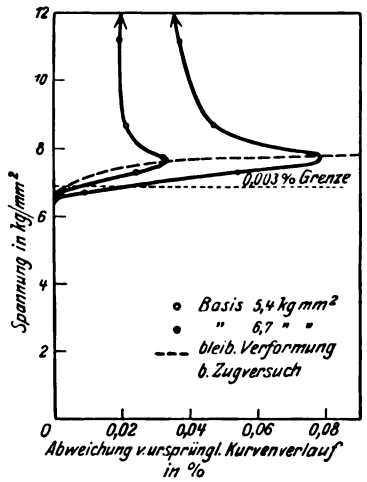


Abb. 10. Bauschingereffekt bei Elektrolyteisen.

Die Abschätzung dieser Grenze wird auch durch den Umstand erheblich erleichtert, daß die Kennkurven im Gegensatz zu den gewöhnlichen Zugkurven nach knickartigem Umbiegen vielfach nahezu geradlinig werden. Schließlich kehren die Kurven bei weiter steigender Amplitude wieder in umgekehrter Richtung scharf um, damit anzeigend, daß der Bauschingereffekt seinen Höchstwert überschritten hat.

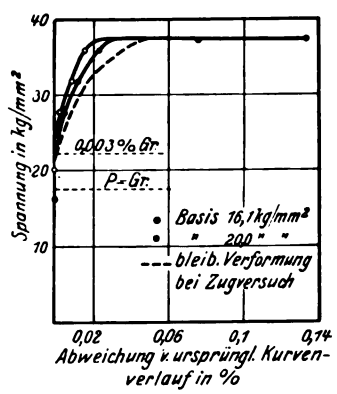


Abb. 11. Bauschingereffekt bei Mangan-Kupferstahl.

Bei den Nichteisenmetallen liegt nun eigentümlicherweise die neue Spannungsgrenze nach Abb. 7 bis 9 bei wesentlich höheren Spannungen als diejenige, bei der die ersten feststellbaren bleibenden Verformungen am üblichen Zugstab eintreten. Dies ist bei Kupfer noch ausgeprägter der Fall als bei Duralumin. Die ersten bleibenden Verformungen erweisen sich hier also in bezug auf das Einsetzen des Fließens bei Wechselbeanspruchungen praktisch als wirkungslos. Erst Verformungen in der Größe von etwa 0,01% bewirken deutliche Veränderungen der Kurvengestalt. Andererseits entstehen aber die Effekte größtenteils wesentlich unterhalb der Streckgrenze.

Bei Elektrolyteisen und Stahl fällt die neue Spannungsgrenze dagegen nach Abb. 10 bis 12 praktisch etwa mit der Proportionalitätsgrenze zusammen. Der hieraus

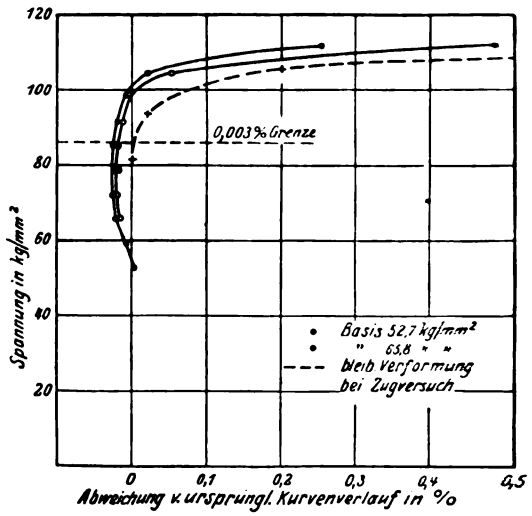


Abb. 12. Bauschingereffekt bei vergütetem Chromnickelstahl aus einer gebrauchten Kurbelwelle (begonnen mit Zug).

stark einsetzende Effekt kann als Bestätigung dafür genommen werden, daß den beim Zugversuch unterhalb der ausgeprägten Streckgrenze meist schon eintretenden plastischen Verformungsresten im vorliegenden Falle eine wirkliche Bedeutung zukommt, und daß sie nicht etwa auf häufig angenommene Versuchsstörungen zurückzuführen sind.

Das Wesen der Wechselfließgrenze läßt sich nach Abb. 13a und b schematisch darstellen: Solange die mit jedem Lastwechsel zunehmenden Amplituden unterhalb der Wechselfließgrenze bleiben, haben alle Kurven die gleiche Form, d. h. sie decken sich, wenn ihre Anfangspunkte zusammenfallend gezeichnet werden (13a). Die entstehenden Schleifen können elastischer oder auch schwach plastischer Natur sein, wobei, wie schon erwähnt wurde, die bleibende Dehnung bei einseitiger

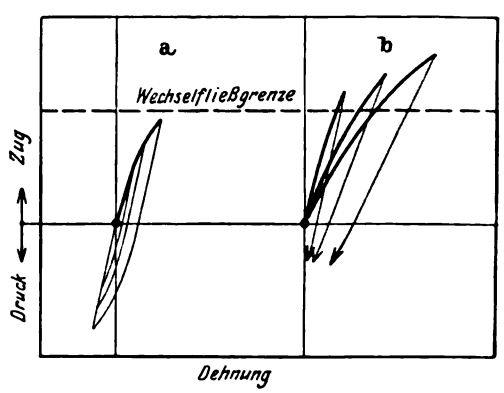


Abb. 13a u. b. Schematische Darstellung der Verformungskurven bei wechselnder Beanspruchung unterhalb und oberhalb der Wechselfließgrenze, mit steigender Amplitude.

Beanspruchung höchstens etwa 0,01% beträgt. Überschreiten die Amplituden jedoch die Wechselfließgrenze, so hat jede Kurve nach Abb. 13b von vornherein eine stärkere Krümmung erhalten, so daß auch bei kleinen Beanspruchungen erhebliche bleibende Dehnungen auftreten.

Digitized by Google

Es ist nun von grundsätzlicher Bedeutung, wie sich ein kaltgereckter Werkstoff zu der beschriebenen Methode der Grenzbestimmung verhält. Wir haben schon erkannt, daß nach Abb. 8 hartgewalztes Kupfer eine gehobene Wechselfließgrenze hat. Die dort untersuchte Probe war aber vor dem Versuch bei 100° C getempert worden, wodurch eine durch das Kaltwalzen hervorgerufene Veranlagung zum Bauschingereffekt beim folgenden Wechselversuch im Keime erstickt wurde[1]. Nach Abb. 14 ist nun ein Kupferkörper untersucht worden, welcher vor der systematischen Zug-Druckuntersuchung bis zur Höchstlast vorgereckt wurde, ohne ihn darauf zu tempern. Der vorangegangenen hohen Amplitude entsprechend, beginnen die Kennkurven bei einer hohen Ordinate, um dann auf die niedrigen Laststufen der methodischen Untersuchung zu fallen. Der durch die Abszisse dargestellte Bauschingereffekt ist bei der ersten Druckbeanspruchung des vorgereckten Werkstoffes — wie zu vermuten war — in starkem Maße vorhanden, verschwindet aber sonderbarerweise beim Beginn des zweiten Lastwechsels trotz nur geringer Anspannung fast gänzlich. Dann nimmt er ähnlich den

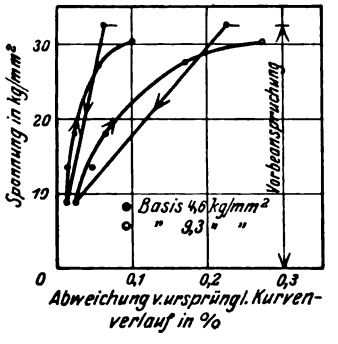


Abb. 14. Bauschingereffekt beim Übergang von einer erstmaligen hohen, mit starker Dehnung verbundenen Vorbeanspruchung zu einer von kleinen Werten ansteigenden Wechselbelastung (übliche Versuchsmethodik).

früher untersuchten Fällen wieder bis zu einem Höchstwert zu. In der Praxis läßt sich die Abb. 14 nicht verwirklichen, weil man die Kurve der Vorbeanspruchung nicht kennt. Ferner entspricht die Unsymmetrie der Amplituden in Abb. 14 nicht der bisherigen Methode. Nimmt man daher die Vorbeanspruchung als unbekannt an, so entstehen die Abb. 15a bzw. b, je nachdem, ob man die Wechselbeanspruchungen mit Zug oder Druck beginnt. Da bei Abb. 15b sich alle ermittelten Werte auf eine Ausgangskurve beziehen, die selbst einen Bauschingereffekt enthält, der beim folgenden Lastwechsel wieder zurückgeht, so fallen die Werte zunächst negativ aus. Beide Bilder können also nicht nur als Nachweis einer Vorbeanspruchung dienen, sondern ermöglichen jedes für sich, auch die Richtung der Vorbeanspruchung anzugeben. Nach diesen Ergebnissen scheint auch bei dem aus einer gebrauchten Kurbelwelle entnommenen, vergüteten Chrom-Nickelstahl (Abb. 12) ein ähnlicher Einfluß vorzuliegen. Es läßt sich natürlich noch nicht sagen, ob hier etwa innere Vergütungsspannungen einen ähnlichen Effekt erzielen wie die Verformungsspannungen und sich beide Wirkungen etwa überdecken.

[1] G. Sachs und H. Shoji, a. a. O.

Die Höhe der Wechselfließgrenze ist in Abb. 14 und 15 ebenso wie in Abb. 8 beim vorgereckten Werkstoff gehoben und es scheint, daß sie beim getemperten Werkstoff etwas höher liegt als beim ungetemperten.

Welche Bedeutung die geschilderten Erscheinungen besitzen, läßt sich vorläufig noch nicht gänzlich überblicken. In erster Linie zeigen sie, wie gering der Wert der konventionellen Elastizitäts- und Streckgrenze für die Vorgänge bei wechselnder Beanspruchung ist. Auch schon bei einfachen, sich wiederholenden Entlastungen wurde an Hand früherer Versuche mit Kupfer[1] festgestellt, daß eine gesonderte Grenze, die bei Kupfer über der konventionellen E-Grenze, aber unterhalb der Streckgrenze liegt, den Beginn der Plastizität anzeigt. Besonders hervorzuheben ist, daß ein nach Überschreiten der E-Grenze bei entgegengesetzter Beanspruchung eingeleiteter Bauschingereffekt — der ja einer Entfestigung gleichkommt — mit Einsetzen der zweiten Schwingung wieder verschwindet, um dann bei höheren Lastwechseln an der Wechselfließgrenze erneut zu erscheinen. Dieser Vorgang mag mit der bei Schwingungsbeanspruchungen bekanntgewordenen Verfestigung zu vergleichen sein. Es ist dann aber bemerkenswert, daß diese ins plastische

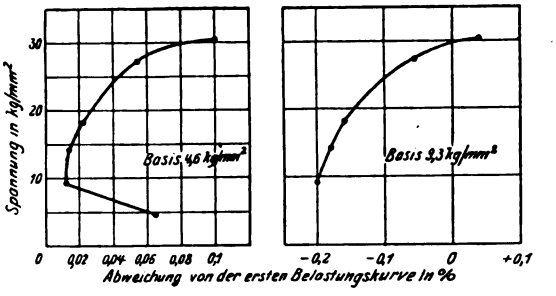


Abb. 15a u. b. Bauschingereffekt bei einer vorgedehnten Kupferprobe (Abb. 14) bei Unkenntnis der Vorbehandlung. a) Beginnend mit Zug (gleichgerichtet der unbekannten Vorbeanspruchung). b) Beginnend mit Druck (entgegengerichtet der unbekannten Vorbeanspruchung).

Gebiet reichende Wechselverfestigung schon beim zweiten Lastwechsel in Erscheinung tritt und nicht etwa als Folge einer Häufung von Schwingungen anzusehen wäre. Diese Erscheinung dürfte auf die Dauerbeanspruchung unmittelbar zu übertragen sein, womit nicht in Abrede gestellt werden soll, daß auch eine große Zahl von Schwingungen diese Verfestigung noch etwas steigern könnte.

Für den Begriff der Schwingungsfestigkeit würde außer der Wechselfließgrenze natürlich noch die bei verschiedenen Werkstoffen früher oder später einsetzende plastische Ermüdung eine Rolle spielen. Diese kann bei Vorhandensein von Plastizität aber erst durch eine große Zahl von Schwingungen erzeugt werden. Auf diese Teilerscheinung einzugehen, ist nicht die Absicht der vorliegenden Arbeit.

Die immerhin kostspielige Apparatur zur Durchführung der Versuche konnte aus Mitteln bestritten werden, die der ehemalige Präsident des Staatlichen Materialprüfungsamtes, Herr Unterstaatssekretär a. D.

[1] W. Kuntze, Mitt. Materialpr.-Amt, Sonderheft V, S. 97—113. 1929; W. Kuntze, G. Sachs und H. Sieglerschmidt, Z. Metallkunde Bd. 20, S. 64—68. 1928; W. Kuntze, Z. V. d. I. Bd. 72, S. 1488—92. 1928. Vgl. auch S. 17.

Digitized by Google

Prof. Dipl.-Ing. W. von Moellendorff, in dankenswerter Weise zur Verfügung gestellt hat.

Zusammenfassung.

Mit Hilfe einer gut zentrierten Vorrichtung mit auswechselbarer Zug- und Druckbeanspruchung werden an zylindrischen Stäben die Verformungskurven im elastischen und plastischen Gebiet bei planmäßig gesteigerten Wechselbeanspruchungen aufgenommen. Es wird nach einem besonderen Verfahren der Bauschingereffekt, d. h. die Abweichung aller folgenden Kurven von der Ausgangskurve, festgestellt. Es ergab sich:

1. Der Bauschingereffekt setzt verhältnismäßig plötzlich an einer Lastgrenze ein, die von den konventionellen Elastizitätsgrenzen unabhängig ist und bei verschiedenen Werkstoffen in verschiedenem Sinne abweicht. Die Grenze wird Wechselfließgrenze benannt.

2. Bei einem kaltvorgereckten Werkstoff, der schon durch seine Vorgeschichte mit einem Bauschingereffekt behaftet ist, geht dieser Effekt schon beim zweiten Lastwechsel unter geringer Lastamplitude wieder zurück, erscheint aber erneut bei der dem Stoffe eigentümlichen Wechselfließgrenze.

Berechnung der Schwingungsfestigkeit aus Zugfestigkeit und Trennfestigkeit.

Von W. Kuntze[1].

Obgleich die Zahlenwerte der Schwingungsfestigkeit näher an der Elastizitätsgrenze liegen, war man bisher doch eher geneigt, eine Beziehung zur Bruchgrenze (Zugfestigkeit σ_B) zu suchen. Das hat deshalb seine Berechtigung, weil bei vielen Werkstoffen die Schwingungsfestigkeit verhältnismäßig weit ins plastische Gebiet reicht. Die plastische Verfestigungsfähigkeit bleibt nicht ohne Einwirkung auch auf die Höhe der Schwingungsfestigkeit, und diesem Umstand wird die Zugfestigkeit als Ausgangsbasis scheinbar besser gerecht als die Elastizitätsgrenze.

Der Trennungsbruch als Grundlage für die Schwingungsfestigkeit.

Man wird aber mit Fließwiderständen allein nicht auskommen, und die Tatsache, daß bei der Schwingungsbeanspruchung ein Trennungsbruch bei viel geringeren Kräften als beim statischen Zugversuch erfolgt, weist auf eine Beachtung auch der bei plastischer Verformung veränderlichen Kohäsionseigenschaften hin. Berücksichtigt man in dieser Hinsicht die Untersuchungen über die Trennfestigkeit, mit der die Spannung bezeichnet worden ist, die auch bei plastischen Stoffen zum spröden Trennungsbruch erforderlich wäre, so wird es schon leichter fallen, eine Brücke zwischen Schwingungsfestigkeit und statischer Festigkeit zu schlagen. Auch die Zerreißfestigkeit in der Einschnürung des statischen Zugstabes ist eine Trennfestigkeit, aber eine solche, die im Verlauf der Verformung schon der Zerrüttung — ähnlich der Ermüdung im Schwingungsversuch — verfallen ist.

Die Trennfestigkeit des gesunden Werkstoffes kann nur mittels eines besonderen Verfahrens ermittelt werden. Dies besteht darin, daß mittels einer Anzahl mit zunehmender Tiefe eingekerbter Zugproben derjenige Festigkeitswert durch Extrapolation festgestellt wird, der unter der Voraussetzung vollkommener Behinderung der Verformung während des Trennungsvorganges auftreten würde. Dieser Wert wechselt sehr, je nach der Verformung, die man dem Werkstoff vor Entnahme der Trennfestigkeitsproben erteilt hat.

[1] Original: Z. V. d. I.: Bd. 74, S. 231 bis 234.

Den Verlauf der Trennfestigkeit s_T nach vorangehenden Verformungen, die den einzelnen Spannungsstufen s am vergleichenden Zugversuch entsprechen, gibt an

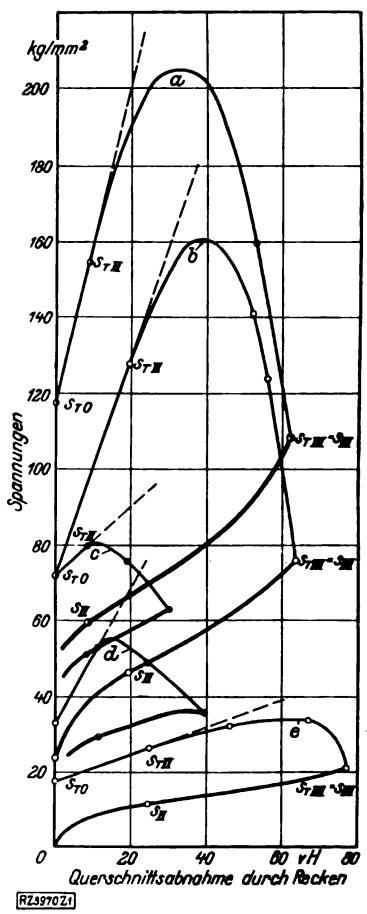


Abb. 1. Kohäsionsverfestigung und Zerrüttung im Verlaufe des Zugversuchs.
——— = Trennfestigkeit s_T;
——— = Fließwiderstand s in wahren Spannungen.
Zeiger: 0 = Ausgangszustand; *II* = Höchstlast; *III* = Trennung.
Werkstoffe: *a* = St 37, veredelt; *b* = St 37; *c* = Duralumin 681 b, veredelt; *d* = Duralumin 681 b, geglüht; *e* = Aluminium, weich (vgl. Zahlentafel 1).

einigen Beispielen Abb. 1 wieder. Im Gebiet der Strekkung (gleichförmige Dehnung) steigt die Trennfestigkeit zwischen s_{TO} und s_{TII} geradlinig mit dem Reckgrad an, dann tritt im Fließkegel eine Zerrüttung hinzu, so daß nach Übersteigen eines Größtwertes die Trennfestigkeit

Digitized by Google

bis $s_{T\,III} = s_{III}$ herabfällt. Einen Gütewert des noch unversehrten Werkstoffes stellt mithin der Quotient $s_{T\,II}/s_{T\,0}$ dar, der die Steigerungsfähigkeit der Spannungen ausdrückt, ohne daß der Werkstoff hierbei Gefahr läuft,

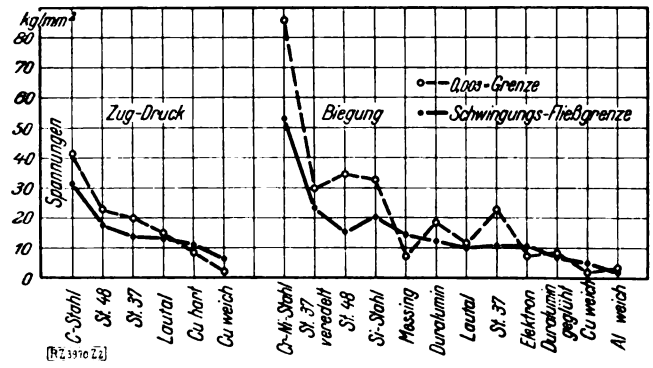


Abb. 2. Gegenüberstellung von statischer Elastizitätsgrenze (0,003%) σ_E und Schwingungsfließgrenze S_I. Werkstoffe in gleicher Reihenfolge wie in Zahlentafel 1.

einer Kohäsionszerrüttung anheimzufallen. Der $s_{T\,II}$ noch übersteigende Größtwert der Trennfestigkeit im Einschnürgebiet tritt dadurch auf, daß beim Zugversuch die Verfestigung noch notgedrungen weiterschreitet und die sie begleitende Zerrüttung an Zahlenwert noch übertrifft. Dieser Größtwert kommt für eine Gütezahl bei wiederholten Lastwechseln nicht in Frage, da eine Summierung der begonnenen Zerrüttung ein Versagen des Werkstoffes herbeiführen kann. Der Faktor $s_{T\,II}/s_{T\,0} > 1$ setzt das Vorhandensein einer gleichförmigen Dehnung voraus, seine Größe entspricht aber nicht der Größenordnung der Dehnung, da er auch vom Verfestigungsfaktor, d. h. dem Zuwachs der Kohäsion mit der Dehnungseinheit abhängig ist.

Theoretische Entwicklung und praktische Bestätigung einer Schwingungsfestigkeitsformel.

Vergleicht man nun Schwingungsversuch und statischen Zugversuch, so fällt auf — was an sich schon längst bekannt ist —, daß bei richtungswechselnder Plastizität kleinere Verformungen und geringere Anspannungen dieselbe Ermüdungswirkung erzeugen wie die verhältnismäßig großen Werte beim einseitig wirkenden Zugversuch. Die absoluten Werte spielen aber dann keine Rolle, wenn man eine Verhältniszahl, wie sie $s_{T\,II}/s_{T\,0}$ ist, in Ansatz bringt, so daß diese dem statischen Kerbzugversuch entstammende Verhältniszahl auch für die Beurteilung des Schwingungsvorganges benutzt werden darf. Dies ist schon deshalb zulässig, weil ja entsprechend ihrer Begriffsentwicklung $s_{T\,0}$ und $s_{T\,II}$ von der Belastungsgeschwindigkeit unabhängig sind. Es wird also ein Werkstoff, dessen Wert $s_{T\,II}/s_{T\,0} > 1$ ist, eine um $s_{T\,II}/s_{T\,0}$ mal so große Schwingungsfestigkeit — d. i. diejenige Spannung, bei der bei dauernder Wechselbeanspruchung eine Ermüdung gerade noch ausbleibt — aufweisen wie ein anderer Stoff, dessen Wert $s_{T\,II}/s_{T\,0} = 1$ angenommen ist.

Mithin ist

$$S = S_I \frac{s_{T\,II}}{s_{T\,0}}, \qquad (1)$$

worin S die tatsächliche Schwingungsfestig keit, S_I die gedachte Schwingungsfestigkeit unter Ausschaltung einer plastischen Kohäsionsverfestigung bedeuten.

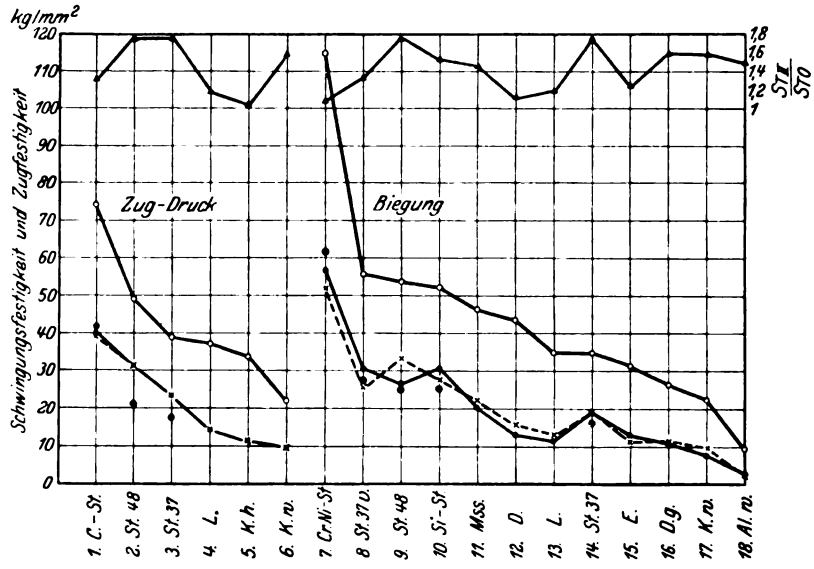


Abb. 4. Vergleich der aus statischen Werten berechneten und der in der Schwingungsmaschine ermittelten Schwingungsfestigkeit S. Werkstoffe s. Zahlentafel 1.
Für Biegungsschwingungen ist die Übereinstimmung unregelmäßig, weil die Versuche an verschiedenen Schwingungsmaschinen mit veränderlicher Versuchskonstante n ausgeführt wurden.
▲— $s_{T\,II}/s_{T\,0}$; ○— σ_B; ●— S aus Versuch; ×— S berechnet; ⊙ Annäherungsformel nach Stribeck für Stähle.

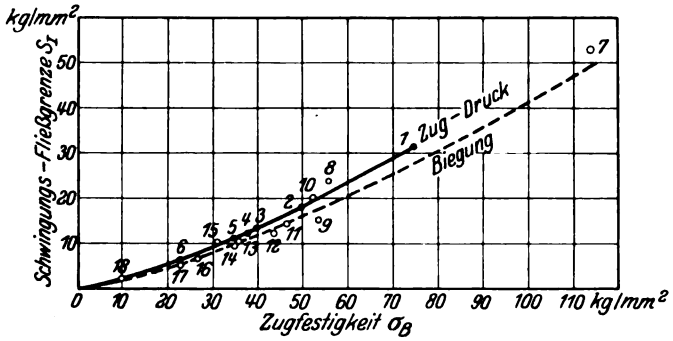


Abb. 3. Beziehung zwischen Schwingungsfließgrenze S_I und Zugfestigkeit σ_B für die in Zahlentafel 1 angegebenen Werkstoffe.
Für Biegungsschwingungen streuen die Werte, weil sie an verschiedenen Maschinen ermittelt worden sind.

Der Begriff S_I müßte dann den Sinn einer bei Schwingungen gültigen Fließgrenze haben. Er ermittelt sich aus Gl. (1) zu

$$S_I = S \frac{s_{T\,0}}{s_{T\,II}}. \qquad (2)$$

Die so aus Schwingungsfestigkeit, dividiert durch den Faktor der Kohäsionsverfestigung errechnete Schwingungsfließgrenze ist in Abb. 2 für eine Anzahl von Werkstoffen der statischen 0,003%-Grenze gegenübergestellt worden (vgl. Zahlentafel 1). Es zeigt sich, daß sie für Stähle erheblich unter, für Kupfer über und für Aluminiumlegierungen meist in der Nähe der statischen Elastizitätsgrenze liegt. Dieser Befund deckt sich mit den bei planmäßigen statischen Zug-Druck-Versuchen an denselben Werkstoffen gefundenen Erscheinungen über eine neue Spannungsgrenze, die Wechselfließgrenze, die den Beginn des plastischen Arbeitens dieser Werkstoffe (Bauschingereffekt) ausdrückt[1]. Es ergibt sich dort

[1] W. Kuntze u. G. Sachs: Metallwirtsch. Bd. 9, S. 85. 1930. Vgl. auch S. 77.

Digitized by Google

in Übereinstimmung mit den hier folgenden Untersuchungen, daß die konventionelle statische Elastizitätsgrenze keine Bedeutung für statische und dynamische Wechselbeanspruchungen hat. Vielmehr besteht, wie aus Abb. 3 deutlich hervorgeht, eine Beziehung der Schwingungsfließgrenze S_I zur Zugfestigkeit σ_B, und zwar weichen hierbei Zug-Druck und Biegung geringfügig voneinander ab. Diese Beziehung kann durch die Formel

$$S_I = \sigma_B^n - \sigma_B \qquad (3)$$

ausgedrückt werden, worin n eine Versuchskonstante darstellt, die mithin für alle kristallinen plastischen Stoffe Gültigkeit hat. Sie läßt sich dann ermitteln aus

$$n = \frac{\log(S_I + \sigma_B)}{\log \sigma_B} \qquad (4)$$

und ergab im Mittel für Zug-Druck-Schwingungen 1,079, für Biegungsschwingungen 1,074. Die Mittelbildung wurde so vorgenommen, daß die gleiche Anzahl Werkstoffe Abweichungen nach oben wie nach unten hin aufwies.

Zahlentafel 1. Zusammenstellung der Ergebnisse von Schwingungsprüfung und Kohäsionsprüfung sowie Auswertung der Beziehungen beider zueinander.

Werkstoffe	Verfasser	Schwingungsprüfung: Schwingungsfestigkeit S kg/mm²	Elastizitätsgrenze 0,003 vH σ_E kg/mm²	Zugfestigkeit σ_B kg/mm²	Kohäsionsprüfung: Trennfestigkeit s_{T_0} kg/mm²	Trennfestigkeit $s_{T_{II}}$ kg/mm²	$\frac{s_{T_{II}}}{s_{T_0}}$	Zugfestigkeit kg/mm²	Auswertungen: Schwingungsfließgrenze nach Gl. (2) S_I kg/mm²	Versuchskonstante nach Gl. (4) n	Versuchskonstante im Mittel n	Schwingungsfestigkeit nach Gl. (5) S kg/mm²
Zug-Druck-Schwingungen:												
C-Stahl, 0,7% C.	K. Memmler und K. Laute[1]	40,7	41,3	74,5	126,5	164	1,30	72,5	31,3	1,081		39,4
Stahl 48		31,2	23	49,2	87	155	1,78	49,6	17,5	1,078		31,6
Stahl 37		24	20	39,5	72	128	1,78	38	13,5	1,079	1,079	24
Lautal		14,7	11,5	38	58	68	1,17	39	12,6	1,079		14,7
Kupfer, hart. . .		11,8	8,6	34,5	84,5	89	1,05	34,9	11,2	1,08		11,7
Kupfer, weich . .		9,5	2	22,4	44	69	1,57	23,7	6,1	1,078		9,7
Biegeschwingungen:												
Cr-Ni-Stahl, 1,34% C, 3,27% Ni	K. Matthaes[2]	57	86	114,1	227	245	1,08	114,1	52,8	1,08		52
Stahl 37, veredelt		31	29,8	55,7	117	154	1,32	54,2	23,5	1,087		25,8
Stahl 48.	P. Ludwik[3]	27	34,8	53,9	87	155	1,78	49,6	15,2	1,061		33,3
Si-Stahl		31	33	52,4	98	150	1,53	50	20,3	1,082		27,4
$\alpha+\beta$-Messing . .	R. R. Moore[4]	20,4	[7,2]	46,4	55	80	1,45	43,8	14,1	1,069		22,5
Duralumin 681b, veredelt. . . .	R. Wagner[5]	12		47,5								
	P. Ludwik	14	18,5	40,8								
	D. V. L.[6]	14		42,4								
	Mittel	13,3		43,6	72,5	80	1,1	46,3	12,1	1,066		15,6
Lautal	R. Wagner	10		32,5								
	D. V. L.	13,4		37,6								
	Mittel	11,7	11,5	35,1	58	68	1,17	39	10	1,07		12,6
Stahl 37	P. Ludwik	19	22,6	35	72	128	1,78	38	10,7	1,074	1,074	19
Elektron A. Z. M.	I. G. Farben[4]	~13		28 bis 32								
	P. Ludwik	11	7,4	31,3								
	D. V. L.	15,5		33,6								
	Mittel	13,2		31,6	42	52	1,24	33,3	10,6	1,083		11,5
Duralumin 681b, geglüht	R. Wagner	10		26								
	P. Ludwik	12	8,1	27,1								
	Mittel	11		26,6	33,5	53	1,58	26	7	1,07		11,7
Kupfer, weich . .	H. F. Moore und Jasper	7		22,8								
	P. Ludwik	9		22,4								
	Mittel	8	2	22,6	44	69	1,57	23,7	5,1	1,065		9,4
Aluminium, weich	K. Memmler und K. Laute	3,2	2,6	9.5	18	26,5	1,47	8,7	2,2	1,092		2,5

[1] Heft 329 der Forsch.-Arb. des V. d. I., Berlin 1929.

[2] Vorgetragen auf der Tagung des Deutschen und Österreichischen Verbandes der Materialprüfungen der Technik, Wien 1929; Masch.-B.-Zg. Bd. 9, Heft 4, S. 117. 1930.

[3] Z. öst. Ing.-V. Bd. 81, S. 403. 1929.

[4] Vgl. O. Graf: Die Dauerfestigkeit der Werkstoffe und der Konstruktionselemente. Berlin 1929.

[5] Die Bestimmung der Dauerfestigkeit der knetbaren, vergüteten Leichtmetallegierungen. Berlin 1928.

[6] P. Brenner: Z. V. d. I. Bd. 72, S. 1884. 1928.

Digitized by Google

Da nunmehr S_I ohne weiteres aus σ_B berechnet werden kann, so ist bei Kenntnis der Kohäsionswerte auch die Schwingungsfestigkeit bekannt. Sie ergibt sich alsdann zu

$$S = (\sigma_B^n - \sigma_B) \frac{s_{T\,II}}{s_{T\,0}}. \qquad (5)$$

Zur Nachprüfung sind nun in Zahlentafel 1 Ergebnisse von Schwingungsversuchen verschiedener Forscher mit denjenigen der Kohäsionsprüfungen zusammengestellt worden. Die Schwingungsversuche mit Zug-Druck-Stäben wurden auf der im Staatlichen Materialprüfungsamt aufgestellten Maschine Bauart Schenck vorgenommen. Die Übereinstimmung der nach Gl. (5) berechneten Schwingungsfestigkeit mit der versuchsmäßig ermittelten ist hier sehr gut, weil der Versuchsfaktor n bei derselben Maschine naturgemäß unveränderlich bleibt. Die für Biegestäbe gültigen Schwingungsfestigkeiten waren indessen auf verschiedenen Maschinen ermittelt worden, bei denen Abweichungen vom mittleren Versuchsfaktor n anzunehmen sind. Mithin fällt bei der Zusammenstellung für Biegungsschwingungen die Übereinstimmung zwischen berechneter und versuchsmäßiger Schwingungsfestigkeit nicht ebenso gut aus.

Der Unterschied des Ergebnisses für Zug-Druck- und Biegungsschwingungen ist in Abb. 4 deutlich sichtbar. Hier erkennt man auch den Einfluß der Einzelfaktoren $s_{T\,II}/s_{T\,0}$ und σ_B auf die Schwingungsfestigkeit. Zu berücksichtigen ist, daß Kohäsionsprüfung und Schwingungsprüfung nicht aus der gleichen Lieferung ausgeführt wurden, so daß Vorbehandlung und chemische Zusammensetzung nicht genau übereingestimmt haben mag. Um die Vergleichsfähigkeit der statisch und dynamisch geprüften Werkstoffe beurteilen zu können, wurden daher die beiden entsprechenden Zugfestigkeitswerte in Zahlentafel 1 angegeben. Aus diesen Tatsachen läßt sich schließen, daß die ohnehin gute Übereinstimmung zwischen berechneter und praktischer Schwingungsfestigkeit noch zuverlässiger ausfallen müßte, wenn Kohäsionsprüfung und Dauerprüfung am gleichen Werkstoffabschnitt vorgenommen werden.

Selbstverständlich wird der praktische Wert durch Risse und Kerben verändert werden. Diesem Einfluß unterliegen aber auch andere statische Untersuchungsverfahren, indem z. B. die statische Biegefähigkeit durch Risse erheblich herabgesetzt wird. Man könnte der Berücksichtigung dieses Einflusses in der Weise gerecht werden, daß man sich bei bestimmter Prüfstabform auf eine bestimmte Einkerbung einigt. Für diese müßte dann n einen bestimmten Wert annehmen, so daß auch hier die Berechnung, vermutlich unter Einbeziehung des Unterschiedes zwischen $s_{T\,0}$ und σ_B in die Formel, möglich sein würde.

Bedeutung der rechnungsmäßigen Ermittlung der Schwingungsfestigkeit.

Daß die Gleichung, insbesondere der Faktor $(\sigma_B^n - \sigma_B)$ noch eine theoretisch vollkommenere Formulierung erfahren könnte, ist nicht ausgeschlossen. Wichtiger ist, daß die Trennungsfestigkeitsfrage, die bisher vielleicht im Leserkreis meiner einschlägigen Veröffentlichungen den Eindruck von mehr Interessantem, weniger aber von praktischer Bedeutung hervorgerufen haben mag, im Hinblick auf das vorliegende Ergebnis wohl dazu berufen ist, in der methodischen Prüfpraxis als notwendige Ergänzung Eingang zu finden. Der Wert der entwickelten Rechnungsformel liegt nämlich darin, daß sie für alle dehnbaren kristallinen Eisen- und Nichteisenmetalle und Legierungen gilt und daher die zeitraubende und kostspielige Ermittlung der Schwingungsfestigkeit mittels der Schwingungsmaschinen erübrigt wird. Bei einem idealspröden Werkstoff müßte allerdings die Schwingungsfestigkeit gleich der Zugfestigkeit sein, und aus diesem Grunde ist es möglich, daß Stoffe, die diesem Zustande ähneln, praktisch eine höhere Schwingungsfestigkeit aufweisen als die für plastische Stoffe gültige Formel voraussagt. Doch werden Werkstoffe mit großen Abweichungen von der Formel in der Praxis wenig anzutreffen sein.

Für die Ermittlung der Trennfestigkeitswerte $s_{T\,0}$ und $s_{T\,II}$ sind im ganzen 4 bis 6 Kerbzugproben notwendig, die in der Herstellung zwar einige Sorgfalt erfordern, deren gesamter Werkstoffverbrauch jedoch geringer als derjenige für einen normalen Zugstab ist: denn die Proben sind nur 50mm lang. Da bei der Prüfung nur die Festigkeit dieser Proben festzustellen wäre und eine Dehnungsmessung fortfällt, so ist der Zeitaufwand für die Prüfung selbst äußerst gering.

Daß der ehemalige Präsident des Amtes, Unterstaatssekretär a. D. Prof. Dipl.-Ing. W. v. Moellendorff, die Kohäsionsforschung durch finanzielle Unterstützung gefördert hat, sei auch bei dieser Gelegenheit dankend erwähnt.

Zusammenfassung.

Unter der Voraussetzung der Vergleichbarkeit der Vorgänge bei statischer Zug- und dynamischer Wechselbeanspruchung wurde für die Größe der Schwingungsfestigkeit folgende Formel entwickelt:

$$S = (\sigma_B^n - \sigma_B) \frac{s_{T\,II}}{s_{T\,0}},$$

worin $(\sigma_B^n - \sigma_B)$ die Schwingungsfließgrenze, $s_{T\,II}/s_{T\,0}$ die plastische Kohäsionsverfestigung bedeuten. Es ergab sich: $n = 1{,}079$ für Zug-Druck-, $n = 1{,}074$ für Biegungsschwingungen. Die Beziehung wird durch praktische Versuche bestätigt gefunden.

Fragen der technischen Kohäsion.

Von **W. Kuntze**[1].

Hinsichtlich des Widerstandes, den die Werkstoffe einwirkenden Kräften entgegensetzen, unterscheidet man zwei Vorgänge, das Fließen und Trennen. Der Fließvorgang stand schon immer im Vordergrund des Interesses, er ist der zeitlich zuerst eintretende und kann schon ein Versagen der Konstruktion herbeiführen. Die hierbei wirkenden Kräfte, die Schubwiderstände sind leicht meßbar. So ist es verständlich, daß Methodik und

[1] Original: Z. Metallkunde, Bd. 22, S. 264 bis 268. 1930.

Digitized by Google

Theorie sich fast nur mit den Schubspannungen als Urheber des Bruches befassen.

Nun lehrt die Erfahrung in Übereinstimmung mit bestehenden Theorien, daß ein Reißen auch eines plastischen Körpers unter Normalspannungen eintreten kann, wenn der Schubwiderstand größer als der Trennwiderstand wird. Diese Tatsache dürfte genügen, die unumschränkte Herrschaft der Fließgesetze in der Materialprüfung von vornherein als nicht berechtigt anzusehen und der paritätischen Bewertung und gleichzeitigen methodischen Ermittlung von Trenn- und Schubwiderstand das Wort zu reden.

Ermittlungsgang der technischen Kohäsion.

Durch das statische Experiment läßt sich der reine Trennungsbruch eines plastischen Werkstoffes indessen nicht unmittelbar verwirklichen. Man gelangt daher nur durch eine Extrapolation zum Ziel, wie sie schematisch in Abb. 1a dargestellt ist. Diese wird dadurch praktisch durchführbar, daß die Festigkeitszunahme von querschnittsrunden Kerbzugproben mit der Querschnittsabnahme durch Einkerben linear verläuft. Selbstverständlich darf man versuchstechnische Störungen dieses Gesetzes, die bei der Empfindlichkeit der Proben sehr natürlich sind, nicht aufkommen lassen. Ihre Beherrschung gehört in das Gebiet der Methodik zur Trennfestigkeitsermittlung, die im Staatlichen Materialprüfungsamt schon soweit durchgebildet ist, daß sie bei geeigneter Anleitung ebenso geläufig durchführbar ist wie die übliche Festigkeitsmethodik. Die Extrapolation in Abb. 1a nach links durchgeführt, ergibt die übliche Zugfestigkeit, nach rechts die Trennfestigkeit, d. h. die Normalbruchspannung. Allerdings ist hierbei noch eine Einschränkung zu machen: Streng genommen müßte nämlich auch die Größe des Kerbwinkels auf Null hin extrapoliert werden. Bei dem gebräuchlichen Kerbwinkel von 60° ist aber der Haupteffekt der Kerbwirkung, nämlich die Unterbindung der Verformung schon erzielt, so daß spitzere Winkel erfahrungsgemäß eine nur sehr wenig höhere Trennfestigkeit ergeben. Die Festigkeitsgerade in Abb. 1a enthält in ihrem Verlauf keine wahren Spannungen, lediglich im Trennfestigkeitspunkt stimmen wahre Spannung und Last überein, weil erst hier jegliche Verformung aufgehört hat.

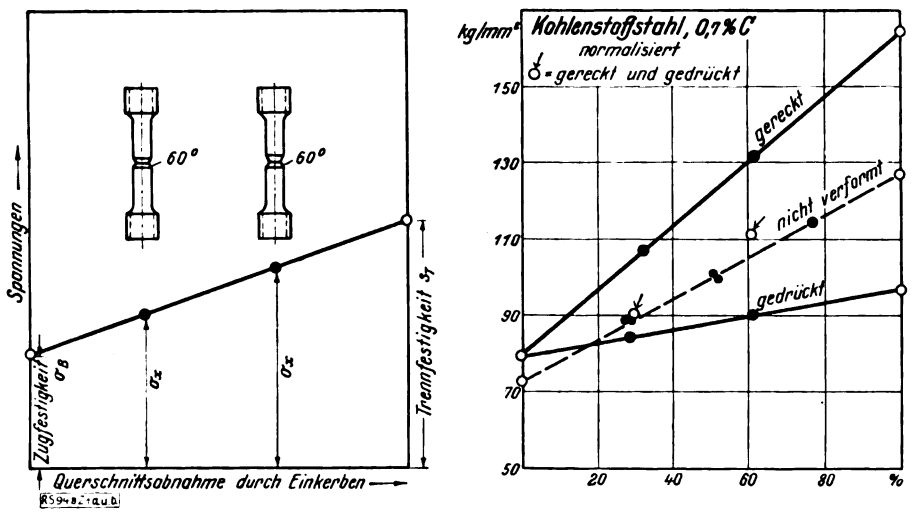


Abb. 1a und b. Ermittlung der Trennfestigkeit aus Kerbzugproben.

Es ist aus Theorie und Praxis bekannt, daß im Kerbgrund die elastischen Anspannungen größer sind als in den übrigen Querschnittsteilen. Zugleich tritt hier eine Erhöhung der Fließwiderstände ein. Daraus folgt, daß die übliche mittlere Festigkeit, die ja auch ein Fließwiderstand ist, infolge der Einkerbung bei plastischen Stoffen steigen muß. Die häufige Annahme, daß durch die Überhöhung der Anspannungen im Kerbgrund die mittlere Festigkeit herabgemindert wird, besteht nur bei sehr spröden Stoffen und hier nur bedingt zu Recht, weil bei ihnen die Trennungskohäsion im Kerbgrund verfrüht — also bei kleinerer mittlerer Spannung — erreicht werden kann. Wo in diesem Sinne die praktische Grenze zwischen spröde und plastisch liegt, bedarf noch einer planmäßigen Feststellung. Nun ist auch beim plastischen Stoff im Falle der Extrapolation nach rechts (Abb. 1a) der spröde Zustand begriffsgemäß vollständig erreicht. Da aber nach der begrifflichen Voraussetzung kein Querschnitt mehr vorhanden ist, kann auch keine unterschiedliche Spannungsverteilung wirksam sein, d. h. der extrapolierte Bruch müßte bei der wirklichen technischen Trennungskohäsion, die hier mit Trennfestigkeit bezeichnet ist, stattfinden. Es ist gewissermaßen nur noch Kerbwirkung mit erhöhter Anspannung vorhanden. Aus diesem Grunde muß sich auch ein sehr spröder Körper bei tiefster Einkerbung auf die wirkliche Trennfestigkeit hin extrapolieren lassen. Die Festigkeitslinie wäre dann keine Gerade mehr, sondern eine nach oben offene Kurve, die bei mittlerer Kerbtiefe aus genanntem Grunde abfällt und bei tiefster Einkerbung wieder angestiegen ist. Dieser Fall kommt aber in der Praxis wenig vor, da schon ein geringes Maß von Plastizität auf die Spannungsunterschiede ausgleichend einwirkt. So ergab selbst Gußeisen eine horizontale Gerade[1]. Daß die Festigkeitsgerade der Abb. 1a, die ja auf ihrer ganzen Länge Schubfestigkeitswerte enthält, im Grenzpunkt auf die Trennfestigkeit hinläuft, steht in Übereinstimmung mit der Bruchtheorie von Griffith, welche für den spröden Bruch die Schubfestigkeit gleich der Trennfestigkeit errechnet.

Der Winkel, den die Festigkeitsgerade mit der Abszisse einschließt, ist vom Werkstoff abhängig. Seine Tangente addiert sich mit der Zugfestigkeit zur Trennfestigkeit. Wenn dieser Winkel auch für einen technisch spröden Werkstoff klein ist, so ist er für plastische Werkstoffe doch nicht von der Größe der Zugstabdehnung abhängig. Auch von anderen Kennziffern wurde bisher

[1] Z. V. d. I. Bd. 74, S. 78 bis 82. 1930. Vgl. auch S. 71.

Digitized by Google

keine Abhängigkeit entdeckt, so daß er als selbständige Werkstoffkonstante aufzufassen ist. Er baut aber im Zusammenwirken mit einer größeren Anzahl anderer Konstanten den sehr komplexen und veränderlichen Begriff der Bruchdehnung — Streckung als auch örtlichen Einschnürung — auf[1].

Die technische Kohäsion als Ausdruck für Störungen im inneren Aufbau.

In Abb. 1b findet sich ein praktisches Beispiel an Kohlenstoffstahl. Die gestrichelte Linie betrifft das Ausgangsmaterial im normalisierten Zustand. Dann wurde der Werkstoff einmal bis zur Höchstlast kalt vorgereckt, das andere Mal im gleichen Maßstabe gedrückt. Die Trennfestigkeit steigt im ersten Falle erheblich an, im zweiten Falle sinkt sie fast um den gleichen Betrag unter diejenige des Ausgangszustandes herab. Wir erkennen hier also eine ähnliche Erscheinung wie beim Bauschingereffekt in bezug auf die Elastizitätsgrenze. Bei entgegengerichteter Beanspruchung fallen die Werte. Während aber der Bauschingereffekt nur solange sichtbar bleibt als die entgegengesetzt gerichtete Beanspruchung gering ist und bei stärkerer Belastung infolge plastischer Verformung wieder vollkommen verschwindet, bleibt die Wirkung in bezug auf die Trennfestigkeit erhalten, weil für ihre Ermittlung begriffsgemäß jede Verformung ausgeschaltet ist. Die beiden Festigkeitsgeraden des vorgereckten und gedrückten Materials schneiden sich also links in einem Punkte gleicher Zugfestigkeit, wohingegen sie nach rechts in der geschilderten Weise auseinanderstreben. Der hier gezeigte Trennungseffekt scheint in seiner Auswirkung auf die gesamte Technologie von größerer Bedeutung zu werden. Hat doch der entgegengesetzt beanspruchte Werkstoff vom Gesichtspunkt des verformungslosen Bruches erheblich an Festigkeit eingebüßt, während die übliche Zugfestigkeit davon nichts anzeigt.

Die Erscheinung ist von so ausgeprägter Kontrastwirkung, daß es sich verlohnt, zu untersuchen, wie sie sich zu bestehenden Theorien verhält. Die hier gemessenen Kräfte stehen in gar keinem Einklang zur Atomtheorie, die ja im großen und ganzen tausendfache Werte schätzt. Eine Möglichkeit, diese Disharmonie auszugleichen, bietet die Griffithsche Bruchtheorie[2]. Griffith errechnet die Festigkeitsminderung, die kleine, innere Risse im idealspröden Werkstoff verursachen, und man kann aus seinen Ergebnissen folgern, daß die örtliche Überbeanspruchung, die in der Ecke eines Risses das Weiterreißen bewirkt, gleich der atomaren Festigkeit ist, wohingegen die mittlere oder technische Reißfestigkeit je nach Gestalt und Lage der Risse erheblich geringer ausfällt. Nimmt man nun an, wie das neuerdings mehr und mehr geschieht, daß Risse oder Lockerstellen in feinster Verteilung im Werkstoff vorkommen[1], so müßte die Trennfestigkeit von der Gestaltung und Häufigkeit dieser kleinsten Fehlstellen abhängen. Sind verschiedene Rißrichtungen und -formen wegen ihrer Häufigkeit gleichmäßig untereinander vermengt, so kann man von einer quasiisotropen Rißstruktur sprechen, d. h. die Festigkeitsminderung wird sich nach allen Richtungen in gleichem Maße auswirken. Eine plastische Verformung in bestimmter Richtung könnte aber eine Anisotropie des Rißeinflusses auslösen. Dieser Fall wäre dann mit Hilfe der Trennfestigkeit nach Abb. 1b zu kontrollieren, und die Frage ist die, ob der Trennungseffekt in Übereinstimmung mit den Griffithschen Untersuchungen steht. Betrachtet man dieserhalb um größerer Klarheit und Einfachheit der Überlegung willen nur längs und senkrecht zur Kraftrichtung liegende Risse und gibt ihnen die Idealgestalt, die Griffith mathematisch verwertet, indem er eine ellipsenförmige Hohlstelle in einen strichförmigen Spalt gesetzmäßig übergehen läßt, so erhält man die in Abb. 2 dargestellte Reihenfolge, in

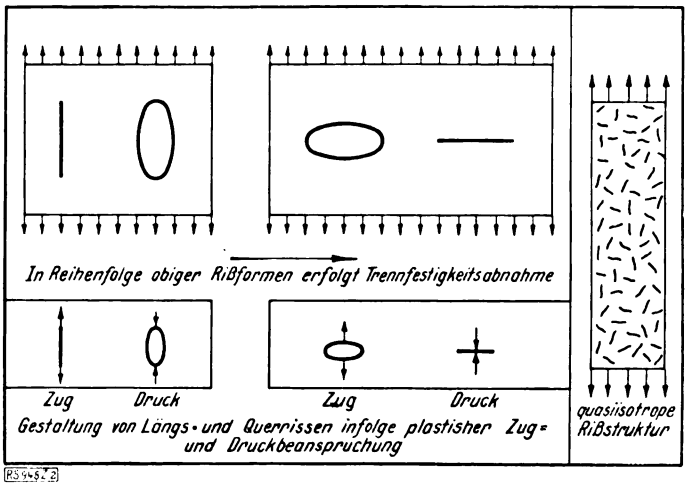


Abb. 2. Erläuterung des Einflusses mikroskopisch nicht erfaßbarer Rißstrukturen (Lockerstellen) auf die Trennfestigkeit.

der nach Griffith die genannten Formen und Richtungen der Risse eine wachsende Festigkeitsminderung hervorbringen. Nun interessiert, um auf den Effekt in Abb. 1b zurückzukommen, welche Gestalt bei plastischer Zug- und Druckverformung Längs- und Querrisse annehmen werden. Dies ist ebenfalls in Abb. 2 schematisch dargestellt. Man erkennt leicht, daß nach dem oben in der Abbildung dargestellten Gestaltseinfluß zu urteilen, für Längsrisse sowohl als für Querrisse jedesmal die vorangegangene plastische Zugbeanspruchung die größere technische Zerreißfestigkeit gegenüber der vorangegangenen Druckverformung erzielen muß. Dies steht in Übereinstimmung mit dem Experiment der Abb. 1b. Erklärlich wäre dann auch, daß gleichstarkes, aufeinanderfolgendes Vorrecken und Vordrücken sich gewissermaßen aufheben und wieder fast die Trennfestigkeit des Ausgangsmaterials zur Folge hatten (Abb. 1b).

Man könnte hiernach von Rißstrukturen sprechen, die auf die Neigung zum Trennungsbruch von bedeutendem Einfluß sind. Glücklicherweise scheint der Tren-

[1] Z. Metallkunde Bd. 22, S. 14 bis 22. 1930. Vgl. auch S. 61.

[2] A. A. Griffith: Phil. Trans. Bd. 221, S. 163 bis 198. 1921; Proc. of the 1. intern. congress for applied mechanies S. 55, Delft 1924. Vgl. Handb. d. Physik Bd. 6. Berlin 1928.

[1] A. Smekal: Z. techn. Phys. Bd. 7, S. 535. 1926; Phys. Z. Bd. 26, S. 707. 1925.

Digitized by Google

nungseffekt nur Hand in Hand mit dem Bauschingereffekt aufzutreten, d. h. einer Herabsetzung der Trennungskohäsion nach vorangegangener entgegengesetzter plastischer Verformung entspricht zugleich eine Herabsetzung der Elastizitätsgrenze. Hierdurch wird aber die Schlagbrüchigkeit gemildert, was später noch erläutert werden soll. Eine Nachprüfung ergab, daß bei dem betreffenden Stahl (0,7% C) nach plastischer Verformung und nachfolgendem Erwärmen auf 100° die auf Null gesunkene *E*-Grenze sich nicht wieder heben ließ. Im Gegensatz hierzu zeigte ein Siliziumstahl (0,1% C, 0,9% Si) den Trennungseffekt nicht. Seine Trennungsfestigkeit lag beim gedrückten und gereckten Werkstoff gleich hoch. Er erwies sich aber bei der Nachprüfung der elastischen Eigenschaften als sehr leicht alterungsfähig, d. h. durch Lagern oder geringes Erwärmen stieg die E-Grenze wieder an. Erschöpfend untersucht sind diese Erscheinungen noch nicht. Jedenfalls dürfte aus den gegebenen Beispielen hervorgehen, daß aus den Ergebnissen von Kerbzugversuchen jederzeit Überraschungen zu erwarten sind und daß mit ihrer Hilfe Eigenschaften angedeutet werden, gegenüber denen die üblichen am Zugstab gemessenen Festigkeitswerte unempfindlich sind.

Wie sich die Zugfestigkeit zu Rißstrukturen verhält, dürfte noch nicht ganz klar liegen. Nach der Kerbwirkung zu urteilen, müßte sie steigen. Nach den allerdings makroskopischen Untersuchungen von A. Thum[1] ist sie teilweise größer, teilweise fällt sie etwas herab. Letztere Wirkung mag daher kommen, daß die für die Verformungsbehinderung an einem Riß notwendige Steifigkeit des überstehenden Materials durch die benachbarten Risse nicht nur aufgehoben, sondern die Verformungsfähigkeit des Gesamtkörpers gefördert und damit die Festigkeit herabgesetzt wird. Es überdecken sich hier also zwei entgegengerichtete Einwirkungen, deren Resultierende vom Verhältnis der Porengröße zum gegenseitigen Abstand der einzelnen Poren in der Schubrichtung abhängen dürfte. Es können sich also beide Wirkungen aufheben. So konnte an Aluminiumspritzguß nachgewiesen werden, daß makroskopische Poren abgesehen von der mit der Querschnittsminderung verbundenen Abnahme keine weitere Zugfestigkeitsminderung hervorriefen[2].

Selbstverständlich sind Begriffe wie Lockerstellen oder Rißstrukturen nicht wörtlich so zu verstehen, wie sie Abb. 2 schematisch darstellt. Ob Risse wirklich vorhanden sind, die vielleicht bei der Bearbeitung wieder vollständig zusammengeknetet wurden, ohne den festen Zusammenhang des Werkstoffes wieder zu erreichen oder ob sie beim Schleifen verschmiert werden, läßt sich bei mikroskopischer Betrachtung des Schliffbildes nicht nachweisen. Auch liegt es in der Natur der Röntgenpraxis, daß sie mit ihrer Hilfe nicht zu sehen sind. Es müssen aber Festigkeitsinhomogenitäten im Werkstoff vorhanden sein, die sich nach Verformungen vektoriell äußern können, und die nicht den üblich gemessenen statischen Formänderungswiderstand, wohl aber den sogenannten spröden Bruch beeinflussen können. In diesem Sinne läßt sich die Auffassung von Smekal über die Abweichungen vom idealen Gitterbau und deren Auswirkung auf den Gleitmechanismus mit den hier geschilderten Kohäsionseffekten sehr gut in Einklang bringen. Keine Bedeutung hat es aber für die vorliegenden Betrachtungen, ob der Bruch interkristalliner oder intrakristalliner Natur ist.

Daß auch die Korrosion, besonders wenn sie bekanntermaßen unter Schwingungen beschleunigt wird, auf das Vorhandensein von Rissen und eine damit zusammenhängende größere und tiefer wirkende Abgriffsfläche zurückgeführt werden kann, liegt sehr nahe.

Zur Mechanik der Schub- und Kohäsionswiderstände.

Wenn man indessen glauben wollte, daß mit der Herabsetzung der Trennfestigkeit durch eine unmittelbar vorangehende, entgegengesetzt gerichtete Verformung die Vorgänge der Wechselbeanspruchung aufzuklären seien, befände man sich im Irrtum. Die eben geschilderte Herabsetzung der Trennfestigkeit ist lediglich vektorieller Natur, wobei der Stoff im technischen Sinne noch völlig gesund sein kann, wohingegen gefahrbringende Wechselbeanspruchungen meist von einer Ermüdung begleitet sind, die als Kohäsionszerrüttung zum Ausdruck kommt. Die Zerrüttung ist jedoch nicht nur an Wechselbeanspruchungen gebunden, sie tritt auch bei einseitiger starker Verformung auf. Dieser Vorgang ist in Abb. 3a bis c an drei verschiedenen Werkstoffen veranschaulicht worden. Über der in wahren Spannungen dargestellten Verformungskurve ist die Trennfestigkeitskurve eingetragen, welche die Veränderung der Trennfestigkeit mit laufender Reckung angibt. Der während der gleichförmigen Dehnung (Streckung) vorhandene lineare Trennfestigkeitsanstieg wird in seinem weiteren Verlaufe im Einschnürgebiet zwischen II und III von der Zerrüttung überdeckt, die schließlich überhand nimmt, so daß bei Gleichheit von Trennfestigkeit und Fließwiderstand in III der Bruch eintritt. Die Spannungsvorgänge dieses Schaubildes finden sich nicht nur am Zugstab verwirklicht, sondern dem Wesen nach in allen gezogenen Fasern eines irgendwie beanspruchten Werkstückes. Wird also ein auf Druck beanspruchter Körper an irgendeiner Stelle Zugspannungen erhalten, so tritt auch bei Druckbeanspruchungen der Bruch unter Überwindung der Trennfestigkeit ein. Diese Auffassung stünde wiederum im Einklang mit der Griffithschen Bruchtheorie, die entgegen den bisherigen Vorstellungen über den Bruchvorgang (z. B. Mohrsche Bruchtheorie) bei Druckbeanspruchung den Bruch als Zerreißungsbruch ansieht.

Die nicht leicht abzuwägende Bedeutung von Schub- und Trennwiderständen sei wie folgt kurz zusammengefaßt: Für den Eintritt des Fließens und für die Höchstgetragene Last — also für die Elastizitäts-, Streck- und Bruchgrenze — sind die Schubspannungen maß-

[1] Gieß. Bd. 16, S. 1164 bis 1173. 1929.; A. Thum und H. Ude: Z. V. d. I. Bd. 74, S. 257 bis 264.

[2] L. Frommer, W. Kuntze und G. Sachs: Z. V. d. I. Bd. 73, S. 1609 bis 1612. 1929. Mitt. Sonderh. XIII. 1930.

[1] D. J. Mc. Adam: Transact. of the Amer. Soc. of Mech. Eng. Bd. 51, Nr. 10; D. Thoma: Z. V. d. I. Bd. 74, S. 719. 1930.

Digitized by Google

gebend, für das Zerreißen bei ganz oder teilweise unterbundener Verformung also bei Schlag-, Dauer-, Kerbbeanspruchung besonders unter Kältegraden die Normalspannungen. Selbst wenn die Zerreißfläche mit einer Schubfläche zusammenfällt, wie das bei fast allen Brüchen von Einkristallen und in der Trichterbruchfläche eines vielkristallinen Zugstabes der Fall ist, so kommt die Trennung nur dadurch zustande, daß infolge der plastischen Verschiebung der Trennwiderstand (nach Abb. 3) eine Zerrüttung erlitten hat, wodurch nunmehr in der Schubfläche nur geringe Normalspannungen zur endgültigen Trennung erforderlich sind. Ein Trennen durch reine Schubkräfte wäre nur möglich, wenn, wie man es beim idealen Scherversuch beabsichtigt, die beiden voneinander zu trennenden Teile vollständig aneinander vorbeischiebt. Das ist selbst beim praktischen Scherversuch nicht möglich, denn die endgültige Trennung tritt mehr oder weniger immer infolge nicht zu vermeidender Normalkräfte bei gleichzeitiger Zerrüttung des Trennwiderstandes in der Scherfläche plötzlich ein, nachdem man die Flächen erst etwa um die Hälfte ihrer ursprünglichen Größe aneinander vorbeigeschoben hat (Abb. 4). Nur der Werkstoff Blei läßt sich bekanntlich in eine Spitze ausziehen, weil infolge ständiger Erweichung während der Verformung der Fließwiderstand niedrig und der Trennwiderstand hoch verbleibt. Eine Zerrüttung der Fließwiderstände ist aus dem Spannungsdehnungsbild des Zugversuchs bisher nicht bekannt geworden.

Es wurde betont, daß die Vorgänge der Abb. 3 nicht nur am Zugstabe zu finden sind. Als Beispiel sei hier das Ziehen angeführt (Abb. 5). Man erkennt beim Vergleich eines in der Prüfmaschine gereckten und eines in der Düse kaltgezogenen Aluminiumstabes, daß die Zerrüttung des Trennwiderstandes nach etwa gleichem Verformungsgrad beginnt, obgleich beim Ziehen eine Einschnürung nicht auftritt. Das Wesen der Einschnürdehnung bleibt also auch beim Kaltziehen in der Düse gewahrt. Nur tritt die Zerrüttung milder auf, so daß größere Ziehgrade als Einschnürgrade möglich sind. Daß der Werkstoff bei starkem Kaltziehen an Güte verliert, die nach den bisherigen Erfahrungen wahrscheinlich auch durch Ausglühen nicht wieder vollkommen herzustellen ist, läßt sich mit Hilfe der üblichen Methodik, die nur Schubspannungen mißt, nicht nachweisen.

Das Schaubild der Abb. 3 läßt sich nun nach verschiedener Richtung hin auswerten. In vertikaler Richtung gibt der jeweilige Abstand zwischen Fließkurve[1] und Trennkurve die Höhe einer möglichen Überbeanspruchung bis zum Bruch an, die unter all den Umständen, welche eine Hebung der Fließwiderstände (Beispiel: gestrichelte Verformungskurve Abb. 3a) bei Temperatur-, Beschleunigungs- oder Gestaltseinflüssen zur Folge haben, eintreten kann. Die Trennfestigkeit gibt die letzte Grenze der Haltbarkeit an und ist ein Begriff, der gewissermaßen beständig im Verborgenen lauert und das Schicksal eines Werkstückes bestimmt. Die schraffierte Fläche bildet eine Reserve für Beanspruchungen über die Kräfte des Zugversuchs hinaus. Das, was man gemeinhin als Fähigkeit bezeichnet, Überbeanspruchungen auszugleichen, das spielt sich innerhalb dieser Fläche ab. Dieser Kräftemaßstab ist relativ zu bewerten, d. h. es kommt immer auf das Verhältnis von Trennwiderstand zum Fließwiderstand an. Dieses Verhältnis ändert sich aber im Verlaufe der Verformung. Bis zu einer Verformung a verläuft der Fließwiderstand steiler als der Trennwiderstand, was in der Abb. 3 da-

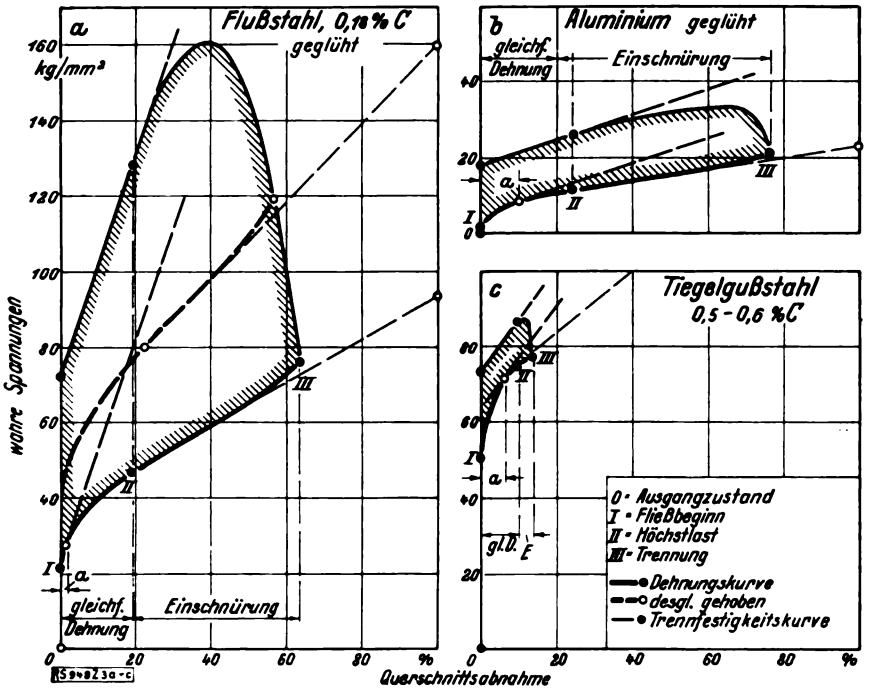


Abb. 3a bis c. Verlauf von Trennfestigkeit und Fließwiderstand beim Recken des Zugstabes.

Abb. 4. Bruchfläche eines Kupferrundstabes nach dem Scherversuch.

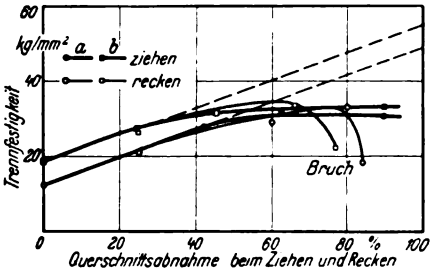


Abb. 5 Verlauf der Trennfestigkeit beim Kaltziehen und -recken von Aluminiumstäben: a) sehr rein 99,9 %; b) handelsüblich.

[1] Die hier kurzerhand gewählte Bezeichnung „Fließkurve" ist nicht mit der von P. Ludwik entwickelten universellen Fließkurve zu verwechseln.

Digitized by Google

durch kenntlich gmacht ist, daß an die Fließkurve eine dem Verlauf der Trennkurve zwischen I und II parallele Tangente gelegt wurde. Die Möglichkeit, daß die infolge irgendwelcher Umstände gehobene Fließkurve die Trennkurve schneidet, ist mithin zunächst nur innerhalb der Verformung *a* vorhanden. Das würde einem spröden Bruch gleichkommen. Haben aber die äußeren Einflüsse nicht vollständig ausgereicht, innerhalb *a* eine Erhöhung der Fließwiderstände bis zur Trennkurve hervorzubringen, so ist wegen des nun steileren Anstieges der Trennkurve ein Überschneiden zunächst nicht mehr möglich und tritt erst nach großer Verformung im Zerrüttungsgebiet bei wieder abfallender Trennfestigkeit ein, d. h. es findet ein zäher Bruch statt. So wird es verständlich, daß Schlagzugversuche mit zylindrischen Stäben im Vergleich zum statischen Versuch eine fast übereinstimmende große Bruchdehnung ergaben, während die strengere Kerbschlagprobe am gleichen Werkstoff den spröden Bruch zur Folge hatte. Auf diese Weise wird auch der bei der Kerbschlagprobe bekannt gewordene plötzliche Übergang vom spröden zum zähen Bruch erklärlich.

Anwendungen.

Häufig gibt es bekanntlich bei der Kerbschlagprobe entweder nur sehr spröde oder sehr zähe Brüche, während die Übergangsstadien um so seltener sind, je steiler der Übergang von der Tief- zur Hochlage vor sich geht. Ist nun die Strecke *a* wie bei Flußstahl sehr kurz (Abb. 3a), so muß nach den vorangehenden Erörterungen auch das Übergangsgebiet steil sein, wohingegen ein höherer Kohlenstoffgehalt (Abb. 3c Tiegelgußstahl 0,5 bis 0,6% C) eine größere Strecke *a* und infolgedessen in Übereinstimmung mit den Erfahrungen an der Kerbschlagprobe ein flacheres und ausgedehnteres Übergangs-

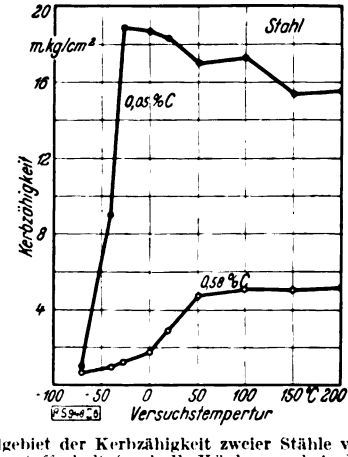


Abb. 6. Abfallgebiet der Kerbzähigkeit zweier Stähle von verschiedenem Kohlenstoffgehalt (nach F. Körber und A. Pomp).

gebiet aufweist (Abb. 6). Das Übergangsgebiet vom sogenannten körnigen zum sehnigen Bruch hat demnach eine grundsätzliche allen kristallinen Stoffen eigene physikalische Bedeutung. Es tritt bei einer bestimmten dem Stoffe eigentümlichen Verformungsbeschleunigung ein, die dem Wesen nach gleichbedeutend mit der „Grenzschlaggeschwindigkeit" nach Moser ist[1]. Daß das Übergangsgebiet innerhalb der Strecke *a* variieren kann, hat nichts zu sagen. Körniger Bruch tritt ein, wenn der Trennwiderstand schon im Ausgangszustand oder nach geringer Verfestigung überwunden wird, sehniger Bruch, wenn die Erreichung des Trennwiderstandes erst nach seiner Zerrüttung stattfindet. Der Unterschied zwischen beiden Brucharten ist somit nicht aus dem kristallographischen Aufbau des Eisens heraus zu verstehen[1]. Daß beide Fälle nicht unbedingt bei jedem Werkstoff sichtbar werden, hängt von den äußeren für den Werkstoff spezifischen Umständen ab.

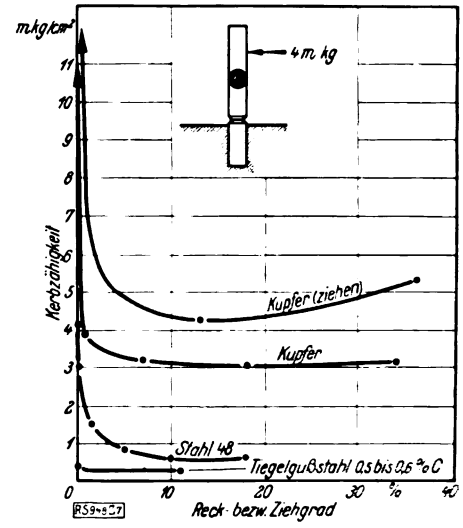


Abb. 7. Veränderlichkeit der Kerbzähigkeit durch Verformung.

Aus derselben Überlegung muß ein Werkstoff den größten Abfall der Kerbzähigkeit bei kleinen Reckungen ($\leqq a$) erleiden, wie sich das sehr treffend in Abb. 7 bestätigt findet. Bei größeren Vorreckungen wird der Trennwiderstand (nach Abb. 3) im Vergleich zum Fließwiderstand wieder größer, so daß die Kerbzähigkeit wie beispielsweise beim gezogenen Kupfer wieder etwas ansteigt. Da aber der Werkstoff durch das Vorrecken auch ständig an Arbeitsvermögen verliert, so heben sich bei größerer Reckung beide entgegengesetzt wirkenden Einflüsse auf und die Kerbzähigkeit bleibt nach dem ersten großen Abfall meist etwas konstant.

Nach dem bisher Gesagten müßte nun das Verhältnis Trennfestigkeit: Streckgrenze einen Anhalt für den Eintritt des spröden Bruches und somit für die Kerbzähigkeit geben. Im großen und ganzen stimmt das auch. Die Dinge sind indessen im Augenblick noch nicht so vollkommen geklärt, um schon an einen unmittelbaren methodischen Ersatz für den Begriff Kerbzähigkeit zu denken. Jedoch dürften Bemühungen in dieser Hinsicht keineswegs aussichtslos sein. In verhältnismäßig einfacher Weise gestalten sich aber die Beziehungen der statisch ermittelten Kohäsionswerte zur Ermüdung der Werkstoffe bei Dauerbeanspruchungen.

In horizontaler Richtung gibt nämlich die Abb. 3 Gelegenheit zwischen Kohäsionsverfestigung und Zerrüttung zu unterscheiden. Die Verformung zwi-

[1] M. Moser: Kruppsche Monatsh. Bd. 5, S. 48 bis 58. 1924.

[1] F. Fettweis vertritt die entgegengesetzte Ansicht (vgl. Stahleisen Bd. 49, S. 1621 bis 1627. 1929), der bei der hier vertretenen Anschauung nicht beigepflichtet werden kann.

Digitized by Google

schen I und II (Streckung) geht unter Verfestigung ohne Zerrüttung vor sich, ist also ermüdungsfrei. Da aber vielmehr Bedürfnis vorhanden ist, dieses ermüdungsfreie plastische Gebiet in Spannungen auszudrücken, so ist der Wert s_{TII}/s_{T0}, d. h. das Verhältnis der Trennfestigkeit im bis zur Höchstlast vorgereckten Zustand zur ursprünglichen Trennfestigkeit ein Maßstab für eine ermüdungsfreie plastische Anspannung. Aus diesem sehr einfachen Gedankengang ergab sich die praktisch bisher bei allen untersuchten plastischen Werkstoffen bestätigt gefundene Beziehung für die Schwingungsfestigkeit[1]:

$$S = S_I \frac{s_{TII}}{s_{T0}},$$

worin S_I die Schwingungsfließgrenze bedeutet, die sich empirisch aus der Zugfestigkeit ermitteln läßt. Es ergab sich nämlich:

$$S_I = \sigma_B^n - \sigma_B .$$

n ist hier eine Versuchskonstante, die also keine Stoffeigenschaft in sich schließt. Darin liegt eine grundsätzliche Bedeutung. Der Stoff ist durch die Trennfestigkeitswerte s_{TII} und s_{T0} sowie durch σ_B vollkommen gekennzeichnet. Die Konstante n enthält nur noch den Einfluß einer einheitlichen Maschinenwirkung und Stabform auf den Schubwiderstand σ_B. Damit ist aber gesagt, daß es eine feststehende Schwingungsfestigkeit nicht gibt, sondern nur diejenige einer festgelegten Stabform bei bestimmter Maschinenwirkung. Also dieselbe Erscheinung, wie sie von der statischen Zugfestigkeit σ_B her bekannt ist. In dieser Erkenntnis liegt zugleich die Forderung, unter Ausschaltung nur bedingt gültiger komplexer Prüfkennziffern die Werkstoff- und Versuchskonstanten getrennt zu ermitteln und mit beiden die wirkliche Festigkeit eines Werkstoffgebildes aufzubauen. Die Ermittlung der Werkstoffkonstanten gehört alsdann in den Bereich der eigentlichen Werkstoffprüfung, wohingegen die Ermittlung der Versuchskonstanten für praktisch vorliegende Verhältnisse, sei es empirisch, sei es theoretisch, im Rahmen einer „Mechanik" das Bindeglied zwischen Werkstoffprüfung und Konstruktion bilden würde. Diese Ziele liegen nicht fern. Schon beim augenblicklichen Stand der Kohäsionsforschung lassen sich komplexe, der praktischen Gebrauchsweise angepaßten Begriffe, wie Kerbzähigkeit, Schwingungsfestigkeit[1], Bruchdehnung[2], Zugfestigkeit (Abb. 1a) mittelbar oder unmittelbar auf den Begriff Trennfestigkeit zurückführen. Damit wäre man nach P. Ludwik[3] auf dem Wege zur Hauptaufgabe einer wissenschaftlichen Materialprüfung: Aus möglichst wenigen sicher und eindeutig zu bestimmenden Stoffkonstanten das Verhalten des Stoffes unter den verschiedensten Beanspruchungsverhältnissen ableiten zu können.

[1] Z. V. d. I. Bd. 74, S. 231 bis 234. 1930. Vgl. auch S. 82.

Zusammenfassung.

Es wird darauf hingewiesen, daß die herkömmliche Anschauung den Eintritt des Bruches aus den Schubspannungen herleitet, daß es aber sehr erfolgversprechend ist, die Normalspannung zu verfolgen, unter welchen der Bruch eintritt, falls der Schubwiderstand größer wird als der Trennwiderstand. Letzterer ist im technischen Sinne viel kleiner als nach den Gesetzen der Atomphysik anzunehmen ist. Dieser Widerspruch dürfte auf das neuerdings immer mehr vermutete Vorhandensein von Lockerstellen oder kleinsten Rissen im Werkstoff zurückzuführen sein. Je nach der Vorbehandlung des Werkstoffes (hauptsächlich Verformen), welche die Rißgestaltung bedingt, kann man von Rißstrukturen sprechen, die auf die Größe der Trennfestigkeit einwirken, wobei der Sinn der Veränderlichkeit im Einklang mit der Griffithschen Bruchtheorie steht. Die versuchstechnische Ermittlung der Trennfestigkeit bildet mithin eine wirksame Kontrolle dieser Art vermuteter Gefügegestaltung, deren man mit bisherigen Methoden nicht beizukommen vermochte.

Auch der Eintritt der Ermüdung der Werkstoffe bei Dauerbeanspruchung ist mit Hilfe der Trennfestigkeitsermittlung festzulegen und eine verhältnismäßig einfache statische Ermittlungsmethode der Schwingungsfestigkeit gefunden worden. Die Bruchdehnung und Zugfestigkeit kann auf die Trennfestigkeit zurückgeführt und die im Zusammenhange mit der Kerbschlagprobe auftretenden Erscheinungen mit Hilfe der Trennfestigkeit erklärt werden.

Die Durchbildung der Kohäsionsmethodik ist ein Schritt weiter zu dem längst erstrebten Ziel, die verschiedensten Beanspruchungsverhältnisse aus wenigen und eindeutigen Stoffkonstanten ableiten zu können.

[1] Vgl. Fußnote 1, S. 91.
[2] Siehe Fußnote 1, S. 87.
[3] Vgl. Metallwirtsch. Bd. 8, S. 867. 1929.

Druck der Spamerschen Buchdruckerei in Leipzig.
Printed in Germany.

Digitized by Google

Digitized by Google

Digitized by Google

X 49

Digitized by Google

Digitized by Google

Digitized by Google

Digitized by Google

Digitized by Google

UNIVERSITY OF MICHIGAN
3 9015 08037 9863

BOUND

DEC 14 1948

UNIV. OF MICH.
LIBRARY

Digitized by Google

Digitized by Google